

TECHNISCHE UNIVERSITÄT CLAUSTHAL

**Heterogenes Kontaktmodell zur  
Mischreibungssimulation an  
Radialgleitlagern aus  
kurzfaserverstärkten Polymeren**

DISSERTATION

Zur Erlangung des Doktorgrades  
der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von  
**Daniel Nadermann**  
aus Gütersloh

genehmigt von der Fakultät für Mathematik/Informatik und Maschinenbau  
der Technischen Universität Clausthal

Tag der mündlichen Prüfung: 20.02.2020

**Vorsitzender der Prüfungskommission:** Prof. Dr. rer. nat. Alfred Weber

**Betreuer:** Prof. Dr.-Ing. Hubert Schwarze

**Gutachter:** Prof. Dr.-Ing. Gerhard Ziegmann

## Danksagung

Diese Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Doktorand im Zentralbereich Forschung und Entwicklung der Robert Bosch GmbH in Zusammenarbeit mit dem Institut für Tribologie und Energiewandlungsmaschinen der Technischen Universität Clausthal. Ein besonderer Dank gilt daher Prof. Dr.-Ing. Hubert Schwarze für die Übernahme der Betreuung dieser Arbeit und Prof. Dr.-Ing. Gerhard Ziegmann für die Übernahme des Koreferates. Ich danke für die vielen genossenen Freiheiten und das entgegengebrachte Vertrauen. Die Diskussionen waren stets lehrreich und motivierend. Ein zusätzlicher Dank kommt Prof. Dr. rer. nat. Alfred Weber für den Prüfungsvorsitz zu.

Ich danke der gesamten Gruppe für Tribologie und Kontaktmechanik der Robert Bosch GmbH für die angenehme Arbeitsatmosphäre und ständige Hilfsbereitschaft. Ein herzlicher Dank geht an Dr.-Ing. Ulrike Litzow für die Initiierung und anfängliche Betreuung dieser Arbeit. Genauso danke ich Dr.-Ing. Alexander Elter sehr für die weiterführende Betreuung und anregenden Diskussion. Dr.-Ing. Sergey Solovyeu danke ich für seinen Rat und Tat im Hinblick auf Mischreibungssimulationen. Bezüglich Kunststoffmodellierungen und FEM möchte ich mich bei Dr.-Ing. Jan-Martin Kaiser und Dr.-Ing. Philipp Weissgräber bedanken. Dr. rer. nat. Gerd Dornhöfer danke ich für seine Unterstützung bzgl. Kunststofftribologie und Schmierstoffen.

Ohne zusätzliche Unterstützung bei tribologischen Experimenten wäre diese Arbeit nicht möglich gewesen. Dafür danke ich besonders Sarona Frank für die Hilfe bei tribologischen und rheologischen Modellversuchen und Christian Kuon für die Hilfe bei Gleitlagerversuchen. Ein besonderer Dank gilt Gregor Korn für die zahlreichen Oberflächenvermessungen und REM-Aufnahmen. Weiter danke ich Niklas Rapp und Uwe Loistl für Bauteilvermessungen und Mikrohärteprüfungen.

Diese Arbeit hat von den durchgeführten studentischen Abschlussarbeiten profitiert. Dafür danke ich Karsten Dörner, Philipp Dietrich und Kirla Suresh für experimentelle und Avijit Rastogi, Muhammad Ahmed, Amir Peiraviminaei, Apurva Patel und Abbas Jafari für simulative Arbeiten.

Ein weiterer Dank gilt dem Doktorandenarbeitskreis für Numerik und Simulation für tiefe Einblicke und Diskussionen in der weiten Welt der Modellbildung und Simulation. Dabei kommt Dominik Rocker und Felix Ischinger ein besonderer Dank zu.

Zusätzlich gilt Dr.-Ing. Sebastian Fricke mein herzlichster Dank für die vielen Diskussion und Durchsicht dieser Arbeit. Zum Abschluss möchte ich meiner Familie und besonders meiner Frau für ihre andauernde Unterstützung und ständige Geduld danken.

*„If you can't explain it simply, you don't understand it well enough.“*  
(Albert Einstein (1879 - 1955))

*„Das Tiefste, was uns interessiert, ist gewöhnlich die Oberfläche.“*  
(Paul Mommertz (\*1930))

*„Those who go beneath the surface, do so at their peril.“*  
(Oscar Wilde (1854 - 1900))



# Inhaltsverzeichnis

<b>Symbol- und Abkürzungsverzeichnis</b>	<b>VII</b>
<b>Kurzfassung</b>	<b>XI</b>
<b>Abstract</b>	<b>XII</b>
<b>1 Einleitung</b>	<b>1</b>
1.1 Motivation . . . . .	1
1.2 Stand der Forschung . . . . .	2
1.3 Zielsetzung und Vorgehensweise . . . . .	7
<b>2 Stand der Technik</b>	<b>10</b>
2.1 Polymere Werkstoffe . . . . .	10
2.1.1 Verbundwerkstoff: PEEKCF30 . . . . .	11
2.1.2 Modellierung kurzfaserverstärkter Thermoplaste . . . . .	12
2.2 Das tribologische System . . . . .	15
2.2.1 Reibung . . . . .	16
2.2.2 Verschleiß . . . . .	21
2.2.3 Tribosystem: Radialgleitlager . . . . .	25
2.3 Mischreibungssimulation . . . . .	27
2.3.1 Mikroskala . . . . .	28
2.3.2 Makroskala . . . . .	33
2.4 Digitale Bildverarbeitung . . . . .	39
<b>3 Materialanalyse</b>	<b>42</b>
3.1 Direkte Bestimmung der mechanischen Eigenschaften . . . . .	42
3.2 Bestimmung der Faserorientierung und resultierender Eigenschaften . . . . .	46
<b>4 Modellerweiterungen</b>	<b>50</b>
4.1 Identifikation der Modellierungslücken . . . . .	50
4.2 Erweiterung Mikroskala . . . . .	52
4.2.1 Entwicklung eines heterogenen Kontaktmodells . . . . .	53
4.2.2 Abhängigkeiten des heterogenen Kontaktmodells . . . . .	58
4.3 Erweiterung Makroskala . . . . .	71
4.3.1 Mischreibungssimulation - Temperatureffekte . . . . .	73
4.3.2 Verschleißsimulation . . . . .	82

<b>5</b>	<b>Validierung</b>	<b>87</b>
5.1	Methodik der Gleitlagerprüfungen . . . . .	87
5.2	Validierung bei 20 °C Kammertemperatur . . . . .	93
5.3	Validierung bei 80 °C Kammertemperatur . . . . .	99
<b>6</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>104</b>
	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>107</b>

# Symbol- und Abkürzungsverzeichnis

## Konventionen

Schreibweise	Bedeutung
$a$	skalare Größe
$\mathbf{A}$	tensorielle Größe bzw. Matrixschreibweise
$\langle a \rangle$	effektive bzw. homogenisierte Größe

## Lateinische Symbole

Symbol	Bedeutung	Einheit
$\mathbf{A}$	2D Transformationsmatrix	$[\text{J}/(\text{kg K})]$
$A_{nom}$	nominelle Fläche	$[\text{mm}^2]$
$c_p$	spezifische Wärmekapazität	$[\text{J}/(\text{kg K})]$
$\mathbf{C}$	Steifigkeitstensor	$[\text{N}/\text{mm}^2]$
$\mathbf{C}_T$	Wärmekapazitätsmatrix	$[\text{J}/(\text{kg K})]$
$d$	Wellendurchmesser	$[\text{mm}]$
$D$	Lagerdurchmesser	$[\text{mm}]$
$e$	Exzentrizität	$[\text{mm}]$
$e$	Energiedichte	$[\text{J}/\text{mm}^3]$
$e^*$	scheinbare Energiedichte	$[\text{J}/\text{mm}^3]$
$E$	Elastizitätsmodul (kurz: E-Modul)	$[\text{N}/\text{mm}^2]$
$E_f$	Reibenergie	$[\text{J}]$
$F$	Kraft	$[\text{N}]$
$f$	Reibungszahl, Reibungskoeffizient	$[-]$
$G$	Schubmodul	$[\text{N}/\text{mm}^2]$
$h$	Spaltweite	$[\mu\text{m}]$
$H$	Härte	$[\text{N}/\text{mm}^2]$
$\mathbf{H}$	3D Transformationsmatrix	$[-]$
$k$	Verschleißfaktor	$[\text{mm}^3/(\text{Nm})]$
$k_A$	Archard Verschleißfaktor	$[-]$
$\mathbf{K}$	Steifigkeitsmatrix	$[\text{N}/\text{mm}^2]$
$\mathbf{K}_T$	Wärmeleitungsmatrix	$[\text{W}/(\text{mK})]$
$L$	Länge	$[\text{m}]$
$\dot{m}$	Massenstrom	$[\text{kg}/\text{s}]$
$M$	Moment	$[\text{Nm}]$

$n_{Fz}$	Anzahl der Fluidknoten in z-Richtung	[-]
$N$	Anzahl	[-]
$p$	Druck	[bar]
$\dot{q}$	Wärmestrom	[J/s]
$\mathbf{Q}$	Wärmestrommatrix	[J/s]
$r$	radiale Koordinate	[mm]
$\mathbf{R}$	2D Rotationsmatrix	[-]
$S^*$	effektiver Steifigkeitstensor	[N/mm <sup>2</sup> ]
$s$	Verschleißweg	[m]
$t$	Zeit	[s]
$\mathbf{t}$	2D Verschiebungsvektor	[-]
$T$	Temperatur	[°C]
$T_g$	Glasübergangstemperatur	[°C]
$T_m$	(Kristallit)Schmelztemperatur (engl.: mold)	[°C]
$u$	Deformationen	[mm]
$V$	Volumen	[mm <sup>3</sup> ]
$u, v, w$	homogene Koordinaten	[-]
$w$	Verschiebung in z-Richtung	[mm]
$u, v, w$	Geschwindigkeit in x,y,z-Richtung	[m/s]
$x, y, z$	kartesische Koordinatenrichtung	[-]

## Griechische Symbole

Symbol	Bedeutung	Einheit
$\beta$	Wellenverlagerungswinkel	[°]
$\beta_T$	Wärmeausdehnungskoeffizient	[1/K]
$\varepsilon$	Dehnung	[-]
$\eta$	Viskosität	[mPas]
$\kappa_p$	Penaltyfaktor	[-]
$\lambda$	Skalierungsfaktor	[-]
$\lambda_T$	Wärmeleitungszahl	[W/(mK)]
$\nu$	Querkontraktionszahl oder Poissonzahl	[-]
$\varrho$	Dichte	[kg/m <sup>3</sup> ]
$\sigma$	Spannungen	[N/mm <sup>2</sup> ]
$\tau$	Schubspannung	[N/mm <sup>2</sup> ]
$\varphi$	Umfangswinkel	[°]
$\Phi^p$	Druckflussfaktor	[-]
$\Phi^s$	Scherflussfaktor	[-]
$\Phi$	Dissipation	[J]
$\Psi$	relatives Lagerspiel	[‰]
$\omega$	Winkelgeschwindigkeit	[1/s]
$\Omega$	gesamtes Rechengebiet der Mikrostruktur	[-]

## Indizes

0	Anfangszustand, meistens bei $t = 0$ s
1, 2, 3, ...	Aufzählung
<i>Ac</i>	Beschleunigung (engl.: acceleration)
<i>avg</i>	gemittelt (engl.: average)
<i>BC</i>	Randbedingung (engl.: boundary condition)
<i>Br</i>	Pause (engl.: break)
<i>De</i>	Entschleunigung, Bremsung (engl.: deceleration)
<i>En</i>	Dauerlauf (engl.: endurance)
<i>f</i>	Reibung (engl.: friction)
<i>F</i>	Fluid
<i>Fi</i>	Faser (engl.: fibre)
<i>h</i>	hydrodynamisch
<i>i, j, k, l</i>	Nummerierung in Matrixeinträgen
<i>In</i>	Einlass, Zufluss (engl.: inlet)
<i>max</i>	maximaler Wert
<i>min</i>	minimaler Wert
<i>M</i>	Maxwell-Element
<i>Ma</i>	Matrix
<i>N</i>	Normalenrichtung
<i>Out</i>	Auslass, Abfluss (engl.: outlet)
<i>P</i>	Reibpendel
<i>Ru</i>	Einlauf (engl.: running-in)
<i>S</i>	Festkörper (engl.: solid)
<i>St</i>	Stribeck
<i>T</i>	Temperatur
<i>W</i>	Verschleiß (engl.: wear)
<i>x, y, z</i>	kartesische Koordinatenrichtung
$\parallel$	Vorzugsrichtung bei transversaler Isotropie
$\perp$	transversale Richtung bei transversaler Isotropie
*	lokale Größe auf Mikroskala
'	geometrisch transformiert

## Abkürzungen

<b>Abkürzung</b>	<b>Bedeutung</b>
BC	Randbedingungen (engl.: boundary conditions)
CF	Kohlenstofffaser (engl.: carbon fibre)
CFD	Numerische Strömungsmechanik (engl.: computational fluid dynamics)
CT	Computertomographie
DIN	Deutsches Institut für Normung
DOF	Freiheitsgrad (engl.: degree of freedom)
EHD	Elastohydrodynamik
EN	Europäische Norm
BEM	Randelementmethode (engl.: boundary element method)
FEM	Methode der finiten Elemente (engl.: finite element method)
FOT	Faserorientierungstensor
GfT	Gesellschaft für Tribologie
Gl.	Gleichung
ISO	Internationale Organisation für Normung
iso.	isotrop
JFO	Jacobsson, Floberg, Olsson
KLSM	Konfokales Laser-Scanning-Mikroskop
KMG	Koordinatenmessgerät
KOS	Koordinatensystem
LGS	Lineares Gleichungssystem
LSP	Lagersystemprüfstand
MD	Molekulardynamik
MFA	Ansatz der effektiven Feldtheorie (engl.: mean-field approach)
MFH	Effektive Feldtheorie (engl.: mean-field homogenization)
MRK	Mischreibungskennfeld
NTN	Knoten auf Knoten (engl.: node to node)
NTS	Knoten auf Segment (engl.: node to segment)
PAN	Polyacrylnitril
PEK	Polyetherketone
PEEK	Polyetheretherketone
RDGL	Reynolds'sche Differentialgleichung
RGB	Rot, Grün, Blau
RVE	Repräsentatives Volumenelement
OFM	Organic Friction Modifier
STS	Segment auf Segment (engl.: segment to segment)
TEHD	Thermo-Elastohydrodynamik
trans.-iso.	transversal-isotrop
VDI	Verein Deutscher Ingenieure
WD	Wärmedehnung
WDR	Wellendichtring

## Kurzfassung

Polymere Komposite finden zunehmend Anwendung in tribologischen Systemen. Durch die spezifische Zugabe von Füll- und Verstärkungstoffen lassen sich maßgeschneiderte Eigenschaften für ein tribologisches System erzielen. Dabei stellt die virtuelle Auslegung solcher Systeme durch die Inhomogenitäten der Materialeigenschaften auf der Mikroskala eine besondere Herausforderung dar.

In der vorliegenden Arbeit wird eine Mischreibungssimulation, welche auf einem isotropen, homogenen, linear-elastischen und temperaturunabhängigen Materialverhalten für metallische Werkstoffe basiert, für polymere Komposite erweitert. In der Simulation erfolgt eine Skalentrennung. Auf der Mikroskala wird auf Rauheitsebene die Kontakt- und Fluidsimulationen durchgeführt. Deren Ergebnisse werden als effektive Eigenschaften auf der Makroskala verwendet. Auf der Makroskala erfolgt eine Mischreibungsberechnung basierend auf einer thermo-elasto-hydrodynamischen Simulation. Als Analyseobjekt dient ein Radialgleitlager mit Stahlwelle und PEEKCF30-Lagerbuchse (Hochtemperaturthermoplast mit 30 Gew.-% Kohlenstoffkurzfaserverstärkung). Auf der Mikroskala wird eine heterogene FEM-Kontaktsimulation mit rauen Oberflächen entwickelt, welche die reale Faserverteilung mit gemessenen Rauheiten überlagert. Durch die heterogene Kontaktsimulation werden signifikant geringere Kontaktsteifigkeiten gegenüber der homogenen Kontaktsimulation basierend auf PEEKCF30-Zugversuchen erreicht, da auf der Mikroskala die Matriceigenschaften die Kontaktsteifigkeit dominieren. Es stellt sich heraus, dass durch variierende Rauheiten und Faseranteile in der Oberfläche a priori keine generische, effektive, homogene Steifigkeit für die Kontaktsimulation eines heterogenen Materials auf der Mikroskala möglich ist. Das entwickelte Kontaktmodell liefert hierfür einen Lösungsansatz. Die Makroskala wird um thermische Effekte erweitert. Temperaturabhängige Kontaktsteifigkeiten führen bei erhöhten Temperaturen auf der Makroskala zu geringeren Reibungszahlen. Die Berücksichtigung der Temperaturdehnung auf der Makroskala führt zusätzlich zu geringeren Reibungszahlen durch eine Verengung des Schmierpaltes und zu einem qualitativ unterschiedlichen Tragverhalten. Zusätzlich wird auf der Makroskala eine Verschleißsimulation nach einem energetischen Verschleißmodell entwickelt. Die Validierung der Modellerweiterungen am Gleitlagerprüfstand zeigt signifikante Verbesserungen in der Reibungsvorhersage für polymere Werkstoffe. Genauso zeigen die simulierten Verschleißgeometrien eine sehr gute Übereinstimmung mit den gemessenen Geometrien, was auf der realitätsnahen Beschreibung der Kontaktverhältnisse in der Mischreibungssimulation basiert.

**Schlagwörter:** PEEK, Polymer, Gleitlager, Mischreibung, Verschleiß, TEHD-Simulation

## Abstract

Polymeric composites gain increasing importance in tribological systems. By the addition of particles or fibers to a polymeric matrix, specific properties for a tribological system can be achieved. Hence, the virtual design of such materials especially on the micro scale is particularly challenging.

In this work, a mixed lubrication simulation based on isotropic, homogeneous, linear elastic and temperature independent material behavior is extended for polymeric composites. The simulation holds a separation of two length scales. On the micro scale, fluid and contact simulations with real rough surfaces are performed. The results are used as effective properties on the macro scale. On the macro scale, friction is calculated based on a thermal elastohydrodynamic lubrication simulation. As a component of interest a journal bearing with a steel shaft and a PEEKCF30 bushing (high temperature thermoplastic with 30 mass-% short carbon fiber) is used.

On the micro scale, a heterogeneous FEM-based contact simulation with rough surfaces is developed, in which the real fiber distribution is merged with the real roughness. This novel heterogeneous contact simulation leads to significantly less contact stiffness compared to a homogeneous contact simulation based on tensile tests of PEEKCF30. The results show that there is no generic, homogeneous stiffness for the contact simulation of heterogeneous materials due to the varying roughnesses and fiber distributions, which are not known a priori. The developed FEM contact model offers an approach to solve this problem.

On the macro scale, the simulation is enhanced by additional thermal effects. The temperature dependent contact stiffness leads to decreasing friction for elevated temperatures. The consideration of thermal expansion results also in lower friction due to a global decrease of the fluid gap. Additionally the thermal expansion leads to a qualitatively different contact distribution. Furthermore, a wear simulation based on the mixed lubrication simulation and an energetic wear model is developed.

The validation of the mixed lubrication simulation by a journal bearing test rig shows significant improvements for the friction prediction of polymeric composites. The simulated and measured worn geometry show a very good match because of the realistic modeling of the contact behavior by the mixed lubrication simulation.

**Keywords:** PEEK, polymer, journal bearing, mixed lubrication, wear, TEHL simulation



# 1 Einleitung

Dieses Kapitel stellt die Motivation dieser Arbeit dar. Anschließend wird der Stand der Forschung erläutert. Abschließend werden die Ziele sowie der Aufbau der Arbeit beschrieben.

## 1.1 Motivation

In einem geschmierten, tribologischen System können verschiedene Reibungszustände vorliegen. Wenn zwei Körper vollständig durch einen Schmierfilm getrennt sind, herrscht reine Flüssigkeitsreibung (= Hydrodynamik) vor. Hydrodynamik wird unter anderem durch steigende relative Gleitgeschwindigkeiten unterstützt. Am Beispiel eines Radialgleitlagers liegt Hydrodynamik vor, wenn eine bestimmte Drehzahl erreicht wird. Unterhalb dieser Drehzahl kontaktieren Welle und Lager. Dieses Gebiet wird als Mischreibung bezeichnet, da parallel zur Flüssigkeits- auch Festkörperreibung vorliegt. Bei jedem Hoch- bzw. Herunterfahren eines rein hydrodynamisch arbeitenden Gleitlagers wird das Mischreibungsgebiet durchlaufen. Dadurch ist die genaue Kenntnis des Kontaktverhaltens im Mischreibungsgebiet nötig, um eine gesicherte Reibungs- und Verschleißvorhersage zu gewährleisten. Die Auslegung von tribologischen Systemen, welche im Mischreibungsgebiet betrieben werden, erfolgt mit Hilfe von Simulationen und Experimenten. Etablierte Verfahren der Mischreibungsberechnung sind (thermo-)elasto-hydrodynamische Simulationen (TEHD-Simulationen). Das System wird mittels Struktur-, Kontakt-, Fluid- und Thermodynamik modelliert. Dabei wird eine Skalentrennung zwischen der Rauheitsebene (Mikroskala in  $10^{-6}$  m) und der Bauteilgeometrie (Makroskala in  $10^{-3}$  m) berücksichtigt. Diese Simulationsmethode ist für metallische Materialien etabliert [14, 78] und basiert sowohl auf einem isothermen, homogenen, linear-elastischen Materialgesetz auf der Mikro- als auch auf der Makroskala.

In tribologischen Systemen finden zunehmend polymere Werkstoffe Anwendung [81]. Durch die Zugabe von Füll- und Verstärkungsstoffen zu der Polymermatrix lassen sich maßgeschneiderte Reibungs- und Verschleißigenschaften für ein tribologisches System erzielen. Die Auslegung tribologischer Systeme mit polymeren Werkstoffen basiert primär auf experimentellen Untersuchungen mit einem geringen Anteil an virtueller Auslegung. TEHD-Simulationen können bei einer detaillierten Beanspruchungsanalyse im Kontaktbereich unterstützen und somit eine genauere

Effizienz- und Lebensdauerberechnung polymerer Werkstoffe im Mischreibungsgebiet ermöglichen. Im Vergleich zu metallischen Werkstoffen sind die mechanischen Eigenschaften polymerer Werkstoffe stark temperaturabhängig. Zusätzlich ist die Wärmeleitfähigkeit reiner Polymere um ein Vielfaches geringer. Abhängig vom Dehnungszustand und von der Temperatur können polymere Werkstoffe ein ausgeprägtes nicht-lineares Materialverhalten aufweisen. Schließlich sind polymere Komposite im Vergleich zu metallischen Werkstoffen auf der Mikroskala ungleich komplexer, wenn Füll- und Verstärkungsstoffe vorliegen. Dabei fehlen detaillierte Analysen, in wie weit die gemachten Annahmen der TEHD-Simulationen auf polymere Komposite übertragbar sind. Folglich existieren keine spezifischen Modellerweiterungen für den Einsatz polymerer Komposite in Mischreibungssimulationen. Diese Arbeit soll dazu einen Beitrag leisten.

## 1.2 Stand der Forschung

In diesem Kapitel wird der Stand der Forschung reflektiert, um anschließend die Forschungslücken zu identifizieren. Bis heute sind nicht alle Mechanismen im Schmierpalt vollständig verstanden. Da Reibungs- und Verschleißprozesse auf allen Größen- und Zeitskalen vorherrschen, existieren diverse Ansätze zur Analyse der einzelnen Skalen. Zur Analyse der chemisch-physikalischen Wechselwirkungen im Schmierpalt werden atomistische und molekulardynamische Simulationen eingesetzt [65], welche wegen ihrer benötigten Rechenleistung nur Analysen von wenigen  $\mu\text{m}$  erlauben. Sobald größere Ausschnitte betrachtet werden, eignen sich kontinuumsbasierte Ansätze. Mischreibungsberechnungen, basierend auf TEHD-Simulationen, helfen bei einer genaueren Beanspruchungsanalyse geschmierter, tribologischer Systeme von der Mikro- bis zur Makroskala und sind der Kern dieser Arbeit. Mischreibungssimulationen und TEHD-Simulationen werden im Weiteren synonym verwendet. Eine ausführliche Übersicht zu verschiedenen tribologischen Modellen über alle Skalen liefert [235].

### Übersicht zu TEHD-Simulationen

TEHD-Simulationen werden laufend weiterentwickelt und zunehmend komplexer. Einen Überblick über aktuelle Forschungstrends liefert [228, 243]. Es gibt fortlaufende Bestrebungen bestehende Modelle effizienter zu lösen, um die benötigte Rechenzeit zu minimieren. [140] und [195] zeigen verschiedene Modellordnungsreduktionen für EHD-Probleme. [95] stellt verschiedene Kopplungsstrategien zwischen Struktur-, Fluid- und Temperaturlöser dar. Je nach Größe des zu lösenden Systems sind unterschiedliche Lösungsstrategien vorteilhaft. Neben den numerischen Lösungsverfahren besteht ein Großteil der Forschung darin, bestehende Simulationsmodelle physikalisch zu erweitern, um das Problem exakter zu beschreiben. [114] modelliert eine instationäre Pleuellagerung und erweitert die Mischreibungssimulation mit reduzierten, thermischen Matrizen einer FEM-Beschreibung. Dadurch wird die volle thermische Kopplung zwischen Fluid und Festkörper inklusive thermischer Dehnung gelöst.

Alternativ beschreiben [96, 134] das TEHD-Problem inklusive thermischer Dehnung, indem alle Gleichungen mittels FEM monolithisch gelöst werden. Wegen der Zunahme der Komplexität der Mischreibungssimulation untersucht [78] für ein metallisches, halbbofenes Gleitlager den Transport der Unsicherheit aller experimentellen und simulativen Größen im Validierungsprozess. Dabei wird deutlich, dass durch die Berücksichtigung aller Streuungen eine verlässlichere Aussage der Reibkraft möglich ist. Ein weiterer Teil der Forschung beschäftigt sich mit generischen Modellen des Schmiermediums über zunehmend größere Bereiche des Drucks, der Temperatur und des Schergefälles. Beispielfhaft sei [15, 20, 188, 201] genannt. Noch heute sind die Modellierung und die Messung der rheologischen Eigenschaften von Schmierstoffen im Bereich hoher Drücke kontroverser Forschungsgegenstand [13, 213]. Neben den numerischen Lösungsverfahren sowie der Fluidbeschreibung wird die TEHD-Simulation auf immer neue Anwendungsfälle appliziert. Damit geht auch die Modellierung neuer Materialien wie polymer Werkstoffe einher, welche im folgenden Abschnitt dargestellt werden.

### **Tribologische Simulationen mit polymeren Werkstoffen**

Polymere können in Elastomere, Thermoplaste und Duroplaste unterteilt werden [43]. Besonders Elastomere sind gegenüber Thermo- und Duroplasten eingehender tribologisch erforscht. Ein großes Anwendungsgebiet der Elastomere ist die Dichtungstechnik. [82] zeigt eine rein makroskopische Reibungs- und Verschleißsimulation eines Wellendicht-ringes. Das Materialverhalten des Elastomers ist viskoelastisch und zugleich temperaturabhängig modelliert. Vergleichbare Ansätze zu einer viskoelastischen Materialmodellierung mit gekoppelter Reynoldsgleichung zur Fluidbeschreibung finden sich für verschiedene nicht-lineare Materialmodelle in [1], für verschiedene Wellenstrukturierungen in [221] und für Labyrinthdichtungen in [34]. Dabei werden häufig die Rauheiten der Mikroskala nicht berücksichtigt. Neben der Dichtungstechnik sind Elastomere für die Reifenentwicklung von besonderem Interesse. Diese TEHD-Simulationen basieren überwiegend auf der Theorie von PERSSON [168]. Eine der fundamentalen Annahmen besteht in der fraktalen Oberfläche, welche einen mathematisch stetigen Skalenübergang erlaubt. Es werden somit keine gemessenen sondern „ideale“ Rauheiten berücksichtigt. Weiterführende Arbeiten dieser Theorie sind für den allgemeinen viskoelastischen Kontakt in [190] und speziell für Dichtlippen in [189] zu finden. Für Gleitanwendungen und Zahnräder finden unter anderem Thermoplaste Anwendung. In Gleitanwendungen wird meist eine polymere Gleitschicht aufgetragen, wohingegen Zahnräder auch vollständig aus polymeren Werkstoffen gefertigt sein können. Zahnräder werden auch bei konstanter Drehzahl dynamisch belastet, wodurch nicht-lineare Materialeffekte berücksichtigt werden müssen. [68] simuliert die Temperaturverteilung eines einzelnen Zahn-elementes eines thermoplastischen Zahnrades mittels FEM für geschmierte und trockene Kontakte, ohne Rauheiten zu berücksichtigen. [141] zeigt eine TEHD-Simulation eines POM-Zahnrades (Polyoxymethylen) mit viskoelastischem und temperaturabhängigem Materialverhalten. Zusätzlich wird eine Erwärmung des Zahnrades außerhalb der Kontaktzone durch Dämpfungseffekte berücksichtigt. Dadurch, dass dieses Forschungsgebiet der polymeren Hochleistungszahnräder verhältnismäßig jung ist, sind ein Großteil

der Arbeiten an polymeren Zahnrädern experimentell [102, 108, 207]. Im Gegensatz zu Zahnrädern, werden polymere Werkstoffe in einem hoch beanspruchten Gleitlager als dünne Schicht auf metallischem Grund aufgetragen. Genauso wird ein Gleitlager im Gegensatz zu einem Zahnrad bei konstanter Drehzahl und Last statisch beansprucht. Falls eine statische Beanspruchung vorliegt sind zeitabhängige bzw. viskoelastische Effekte nach entsprechender Zeit von untergeordnetem Interesse. [134] zeigt eine TEHD-Simulation eines thermoplastischen Gleitlagers mit unterschiedlicher Wanddicke und ideal-elastischem Materialverhalten, ohne dabei Festkörperkontakte zu berücksichtigen. Dabei wird deutlich, dass die Reibungszahl stark von der elastischen und thermischen Dehnung beeinflusst wird. [98] berücksichtigt in einem Fahrwerk gelenk Festkörperkontakte in der Mischreibungssimulation zwischen Polyetheretherketon (PEEK) und Stahl. Dabei wird ein Kriechen des thermoplastischen Werkstoffes auf der Mikroskala berücksichtigt, welcher zu hohen Haftreibungen führt. Gefüllte Polymere werden auf der Mikroskala heterogen modelliert und effektive, thermische sowie mechanische Eigenschaften in Abhängigkeit der Verteilung der Zusatzstoffe für die homogene Makroskala abgeleitet. Somit werden auf der Makroskala keine Füll- oder Verstärkungsstoffe explizit modelliert. Die bisher dargestellten Arbeiten berücksichtigen keine Heterogenität auf der Mikroskala und modellieren ausschließlich homogenes Materialverhalten auf allen Größenskalen. [155] vergleicht die Kontaktsimulation rauer Oberflächen mit einer homogenen und einer heterogenen Materialmodellierung eines kurzfaserverstärkten Polymers auf der Mikroskala und erhält qualitativ verschiedene Ergebnisse. Es wird gezeigt, dass die Annahme von Homogenität auf der Mikroskala in der Kontaktsimulation rauer Oberflächen nicht zulässig ist.

### **Simulation heterogener tribologischer Werkstoffe**

Es existieren bereits eine Reihe von Arbeiten, in welchen heterogene Materialmodellierungen in tribologischen Simulationen Anwendung finden. [241] löst den Kontakt eines starren Indenters auf einer glatten Oberfläche mit oberflächennahen Inhomogenitäten (= steife Inklusionen). Es stellt sich heraus, dass die Matrix lokal die Plastizitätsgrenze überschreitet, während global noch keine Fließgrenze überschritten wird. [85] zeigt ein repräsentatives Volumenelement (RVE) auf der Mikroskala. 3D-RVEs sind quaderförmige FEM-Modelle mit ideal glatten Oberflächen. Als Material wird ein Kohlenstofffaserverstärktes PEEK verwendet. Das RVE wird mit einer Kugel kontaktiert und die Kontaktverhältnisse von Faser und Matrix analysiert. Es zeigt sich, dass die Fasern den Großteil der Last aufnehmen. Bei zunehmender Last löst sich die Matrix von den Fasern. Diese Erkenntnisse werden mit Experimenten gestützt. [80, 86] erweitern die Simulation um eine laterale Gleitkomponente und validieren die Faser-Matrix-Ablösung phänomenologisch über Verschleißbilder des Werkstoffes. [93] untersucht ein RVE mit runden und zylinderförmigen Inklusionen. Dabei wird das RVE mit einer Flächenpressung belastet und die Temperatur erhöht, bis die Fließspannung einer der Materialien erreicht wird. Diese Erkenntnisse werden mit tribologischen Modellversuchen validiert und unterstützen das Verständnis zur Wirkungsweise von tribologischen Kompositen. [56] modelliert den makroskopischen thermischen Haushalt eines Tribometers mit einem tribologisch

optimierten PEEK als Versuchskörper. Dabei wird die Faserverteilung auf der Mikroskala analysiert und effektive, thermische und mechanische Eigenschaften für die Makroskala abgeleitet. Das makroskopische Modell ist homogen und linear-elastisch. Es zeigt sich, dass die makroskopischen Eigenschaften maßgeblich von der Faserverteilung bestimmt werden. [136] beschreibt die Temperaturverteilung durch Reibungswärme eines Werkstoffes mit makroskopischen Inhomogenitäten wie beispielsweise Lunker. Der Werkstoff wird makroskopisch heterogen modelliert. Dabei zeigt sich je nach Form und Größe der Inhomogenitäten ein signifikanter Einfluss in der Temperaturverteilung. [210, 209] analysieren Verschleißbilder heterogener Materialien. Dabei werden die Oberflächenanteile einzelner Phasen bestimmt, um so Rückschlüsse auf das makroskopische Reibungsverhalten zu ziehen. Diese Art der Modellierung berücksichtigt somit Heterogenität auf der Mikroskala und homogenisiert diese Eigenschaften durch einfache Mischungsregeln auf der Makroskala.

Alle gezeigten Arbeiten modellieren ideal-glatte Oberflächen auf der Mikro- und Makroskala. In Mischreibungssimulationen werden raue, gemessene Oberflächen berücksichtigt und die Festkörperkontaktverhältnisse durch eine Kontaktsimulation analysiert. Der folgende Abschnitt untersucht Arbeiten zur Kontaktsimulation rauer Oberflächen.

### **Kontaktsimulationen rauer Oberflächen**

Auf der Mikroskala der Mischreibungssimulation wird der Kontakt rauer Oberflächen gelöst und eine mittlere Flächenpressung für einen definierten Abstand der beiden Oberflächen (= mittlere Spaltweite) ermittelt. Zusätzlich wird die Fluidströmung in dem rauen Kontakt berechnet. Die Ergebnisse dieser Rechnungen gehen als Mischreibungskennfelder (MRK) in die makroskopische Bauteilsimulation ein. Eine der wenigen experimentell bestimmten Mischreibungskennfelder für zwei raue Stahloberflächen ist in [32] zu finden, wobei die Bestimmung der mittleren Spaltweite die größten Unsicherheiten verursacht. Numerische Analysen sind sehr viel verbreiteter. Eine Übersicht über die Modellierung von Kontaktproblemen rauer Oberflächen liefert [135]. Die Lösung des Kontaktproblems erfolgt über BEM-, FEM-, Halbraumansätze oder eine Kombination aus mehreren Verfahren [111]. Einfache Halbraumansätze basieren auf isotropem, linear-elastischem Materialverhalten. [218] erweitert den Halbraum um einen viskoelastischen Anteil zur Lösung der zeitabhängigen Haftreibung von Polymer-Stahl-Kontakten über eine Prony-Reihe. Dadurch können Kriechprozesse auf Rauheitsebene modelliert werden. [133] und [103] zeigen Ansätze für anisotrope Halbräume. Anwendungsfall sind unidirektionale Faserverteilungen, welche richtungsabhängige Steifigkeiten aufweisen. [103] erweitert dieses Modell für den 3D-Kontakt rauer Oberflächen für allgemeine anisotrope Materialien. Es ist wichtig zu erwähnen, dass trotz Anisotropie keine Inklusionen abgebildet werden und das Materialverhalten bereits auf der Rauheitsebene homogenisiert wird. [204] beschreibt den Halbraum mit Inklusionen verschiedener Steifigkeiten unterhalb der Oberfläche. Dabei besteht die Annahme, dass die Inklusionen unabhängig in ihren Deformationen voneinander sind. Dadurch ist der Ansatz auf wenige Inklusionen beschränkt und für höher gefüllte Werkstoffe nicht anwendbar. [122] zeigt den Halbraumansatz für den Kontakt rauer Oberflächen mit einer lateralen Gleitkomponente, um Reibungszahlen

über Adhäsions- und Deformationseffekte zu bestimmen. Gleiches findet sich für einen FEM-Ansatz in [137]. [5] erweitert dieses Verfahren, indem Verschleiß über klassische Bruchmechanik auf der Rauheitsebene berücksichtigt wird. Dadurch ist es möglich ein Einlaufverhalten auf Rauheitsebene zu simulieren.

Dabei ist allen Ansätzen gemein, dass sie homogenes Materialverhalten beschreiben, sprich an jedem Ort  $x, y$  liegen die gleichen Materialeigenschaften vor, auch wenn, wie oben erwähnt, dies für heterogene Werkstoffe auf der Mikroskala nach [155] unzulässig ist.

### **Verschleißmodellierung heterogener Werkstoffe**

Gängige Verschleißsimulationen basieren auf zuvor ermittelten Beanspruchungen und verändern daraufhin die makroskopische Kontaktgeometrie der beiden Reibpartner. Die Beanspruchungsanalyse kann über Mischreibungssimulationen erfolgen. [24] analysiert den Verschleiß von Kolbenbolzenlagern experimentell und korreliert diese Ergebnisse simulativ mit dem energetischen Verschleißmodell nach FLEISCHER [74]. Nach der Fleischer-Theorie basiert der Verschleißabtrag auf der eingebrachten Reibenergie. [192] nutzt den gleichen Ansatz und verwendet für die Mischreibungssimulation das kommerzielle Mischreibungsberechnungsprogramm FIRST. Dabei wird der Verschleiß von Kolbenringen betrachtet. Auch [26, 16] koppeln die Mischreibungssimulation zur Beanspruchungsanalyse mit dem Fleischer-Verschleißmodell. Dabei wird das Mischreibungsberechnungsprogramm TRIBOX verwendet. Es wird die Oberfläche des Gleitlagers im Neuzustand und im verschlissenen Zustand vermessen und die Mischreibungskennfelder berechnet. Je nach Verschleißfortschritt wird zwischen beiden Kennfeldern interpoliert, um so ein Einlaufverhalten der Rauheiten zu modellieren. Die Idee der Einglättung der Mischreibungskennfelder basiert auf [172].

Neben dem energiebasierten Fleischer-Modell ist das ARCHARD-Modell [9] zur Verschleißmodellierung verbreitet. Im Archard-Modell basiert der Verschleiß vornehmlich auf dem vorherrschenden Kontaktdruck. [236] kombiniert mehrere Verschleißmodellierungen basierend auf Mischreibungssimulationen in FIRST. Es wird der Verschleiß auf der Makroskala über ein Archard-Modell mit variablem Verschleißfaktor modelliert. Zusätzlich werden die Mischreibungskennfelder auf Basis des Verschleißfortschrittes interpoliert. Dabei zeigen sich das Archard- und Fleischer-Modell qualitativ identisch. [205] modelliert ein Gleitlager mittels FEM und modelliert den Verschleißabtrag über eine Knotenverschiebung basierend auf dem Archard-Modell. Die Validierung über ein Experiment zeigt, dass der nicht-lineare Verschleißfortschritt über eine Vielzahl diskreter quasi-statischer Zeitschritte erfolgen kann. [3] entwickelt ein Archard-Verschleißmodell basierend auf Gleitlagerversuchen. Die Größenverteilung der Verschleißpartikel wird gemessen und eine Mindestgröße der Verschleißpartikel simuliert, wodurch sich keine beliebig glatten Oberflächen einstellen können. Verschleißsimulationen für polymere Werkstoffe finden sich in [41] oder [82]. Es wird das Archard-Modell zur Verschleißmodellierung von Elastomeren in Dichtsystemen gezeigt. Das makroskopische Werkstoffverhalten ist temperaturabhängig und viskoelastisch, wobei keine Oberflächenrauheiten in der Simulation berücksichtigt werden.

[196] erweitert diesen Ansatz indem eine TEHD-Mischreibungssimulation zur Beanspruchungsanalyse der Elastomerdichtung Anwendung findet. Makroskopisch wird viskoelastisches Materialverhalten berücksichtigt, wohingegen die Rauheiten linear-elastisch modelliert werden. Den Verschleißabtrag auf Basis von makroskopischen Beanspruchungen zu modellieren, ist für metallische und elastomere Werkstoffe etabliert. Für verstärkte Thermoplaste ist dieser Ansatz hingegen nicht hinreichend erprobt.

### **Identifizierte Forschungsdefizite**

Mischreibungssimulationen sind eine etablierte Modellierungsmöglichkeit für metallische und elastomere Werkstoffe in geschmierten Kontakten zur Bestimmung von Reibung und Verschleiß. Dadurch liegt es nahe den gleichen Ansatz für Thermoplaste anzuwenden. Die Literaturrecherche zeigt besonders für thermoplastische Werkstoffe mit Füll- und Verstärkungsstoffen große Defizite in der Mischreibungs- sowie in der Verschleißsimulation. Der Hauptgrund dafür liegt in der experimentellen Annäherung zum Verständnis des tribologischen Verhaltens hochgefüllter, thermoplastischer Werkstoffe. Da nicht alle Mechanismen für hochgefüllte Komposite hinreichend bekannt sind, fällt eine detaillierte Modellierung besonders schwer. Auf der Mikroskala gibt es keine Modelle, welche Heterogenität mit realen vermessenen Oberflächen abbilden können. Es finden sich heterogene Modelle mit glatten Oberflächen (vornehmlich auf RVEs basierend) oder raue Oberflächen mit homogenen Materialmodellierungen. Auf der Makroskala finden für Elastomere besonders komplexe Materialmodelle und für Stähle verhältnismäßig einfache Materialmodelle Anwendung. Thermoplastische Werkstoffe befinden sich im Spannungsfeld beider Extrema und können je nach Umgebungstemperatur und Belastungszustand einen der beiden Zustände annehmen. Es fehlen Analysen unter welchen Randbedingungen welche Materialgesetze für thermoplastische Werkstoffe in der Mischreibungssimulation gelten.

## **1.3 Zielsetzung und Vorgehensweise**

Als Analysegegenstand dieser Arbeit wird ein Radialgleitlager, als verhältnismäßig gut verstandenes tribologisches Maschinenelement, gewählt. Der Lagerwerkstoff des Gleitlagers sollte ein Thermoplast mit nur einem Füll- oder Verstärkungsstoff sein, um die Komplexität gering zu halten. Dadurch wird ein Radialgleitlager mit einem kurzfaserverstärkten PEEK (PEEKCF30) und eine Stahlwelle zur Analyse gewählt. Der Werkstoff PEEKCF30 wird im Kapitel 2.1.1 eingehend beschrieben. Als Schmiermedium wird ein ausreichend vermessenes, niederviskoses Fluid (Diesel EN590 [44]) gewählt. Prämisse ist der Einsatz und die Erweiterung des Mischreibungsberechnungsprogrammes TRIBOSIM der Robert Bosch GmbH. Zusätzliche Hilfsprogramme werden frei gewählt und im Text angegeben, sobald diese Verwendung finden.

## Ziele der Arbeit

Das übergeordnete Ziel dieser Arbeit besteht in der validierten Mischreibungssimulation eines Radialgleitlagers mit kurzfaserverstärkten PEEK als Lagerwerkstoff. Dieses Ziel kann wie folgt aufgeteilt werden:

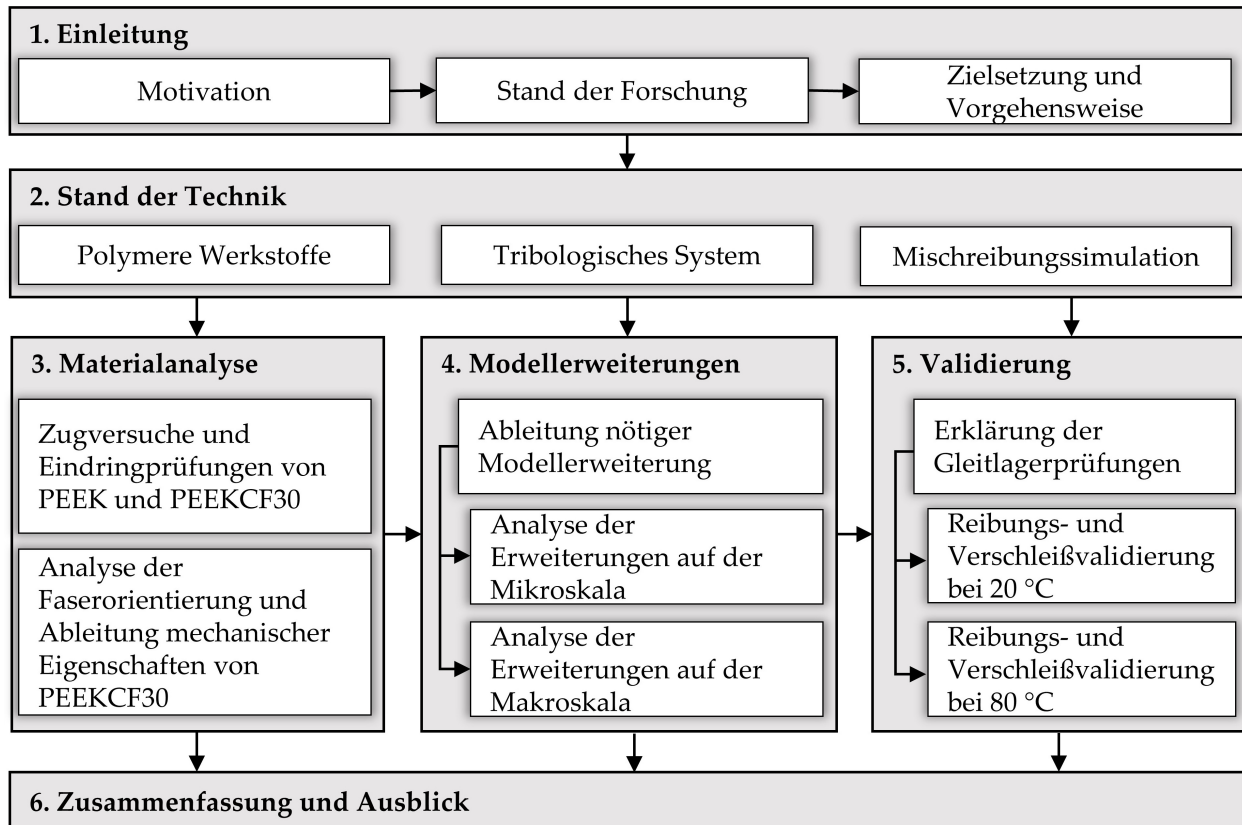
- Unterschiede im Materialverhalten zwischen PEEKCF30 und Stahl identifizieren. Temperatur- und Belastungsgrenzen untersuchen, ab welchen die Annahme von linearer Elastizität ungültig wird. Die Vorgehensweise soll auf andere vergleichbare Werkstoffe übertragbar sein.
- Auf Basis der ermittelten Diskrepanzen im Materialverhalten soll die Mischreibungssimulation auf der Mikro- und auf der Makroskala erweitert werden. Dieses Ziel ist der Kern der Arbeit.
- Auf Basis der Mischreibungssimulation soll eine Verschleißsimulation entwickelt und angewendet werden.
- Die Modellerweiterungen sollen durch experimentelle Versuche bezüglich Reibung und Verschleiß validiert werden.

## Vorgehen und Aufbau der Arbeit

Die Struktur der Arbeit spiegelt das prinzipielle Vorgehen wider. **Abbildung 2.2** zeigt die Gliederung und die Zusammenhänge der einzelnen Kapitel. **Kapitel 1** zeigt die Motivation sowie für diese Arbeit wichtigen Forschungsrichtungen der Mischreibungssimulationen. Im Stand der Forschung werden Forschungsdefizite aufgezeigt, woraus die Ziele und das Vorgehen dieser Arbeit abgeleitet werden. Im **Kapitel 2** werden die nötigen Grundlagen zum Verständnis dieser Arbeit gelegt. Es wird eine Übersicht über polymere Werkstoffe sowie deren Modellierungsmöglichkeiten gegeben. Anschließend erfolgen tribologische Grundlagen inklusive der Funktionsweise eines Gleitlagers. Daraufhin wird die Mischreibungssimulation mit detaillierter Kontaktberechnung vorgestellt. Abschließend erfolgt ein kurzer Ausblick in die Grundlagen der digitalen Bildverarbeitung. Für eine realitätsnahe Materialmodellierung zeigt **Kapitel 3** Materialanalysen des PEEKCF30-Werkstoffes. Die mechanischen Eigenschaften werden temperaturabhängig über Zugversuche und Eindringprüfungen direkt bestimmt. Anschließend wird ein besonderes Augenmerk auf die Faserverteilung im Material gelegt. Über nichtzerstörerische Prüfungen wird die Faserverteilung bestimmt und anschließend indirekt die mechanischen Eigenschaften abgeleitet. **Kapitel 4** stellt die Modellerweiterungen der Mischreibungssimulationen für PEEKCF30 dar. Zuerst werden auf Basis von Vorarbeiten [151, 152, 153, 154, 155] sowie auf Basis von Kapitel 3 die signifikantesten Diskrepanzen zwischen PEEKCF30 und Stahl bzgl. des Material- und Verschleißverhaltens dargestellt. Anschließend wird die Erweiterung der Mischreibungssimulation in Mikro- und Makroskala unterteilt. Auf der Mikroskala wird ein heterogenes Kontaktmodell mit real vermessenen Oberflächen entwickelt und bzgl. seiner Abhängigkeiten analysiert. Die Makroskala wird um verschiedene Temperatureffekte erweitert und die Temperaturabhängigkeit des mechanischen Verhaltens von PEEKCF30 sowie der Einfluss



der Faserverteilung auf die Mischreibungssimulation diskutiert. Abschließend wird das entwickelte Verschleißmodell vorgestellt und die Abhängigkeiten des Verschleißfaktors untersucht. Auf Basis der Modellerweiterungen werden diese in **Kapitel 5** validiert. Zuerst werden der Gleitlagerprüfstand und die Gleitlagerproben aus PEEKCF30 erläutert. Anschließend erfolgt eine Reibungs- und Verschleißvalidierung mit und ohne Modellerweiterungen bei zwei verschiedenen Temperaturniveaus (20 °C und 80 °C). Abschließend wird in **Kapitel 6** eine Zusammenfassung dieser Arbeit sowie ein Ausblick auf zukünftige potentielle Arbeiten gegeben.



**Abbildung 1.1:** Gliederung und Aufbau der Arbeit

## 2 Stand der Technik

In diesem Kapitel wird ein Überblick über den Stand der Technik gegeben. Anfänglich werden die grundlegenden Eigenschaften von polymeren Werkstoffen mit Fokus auf den polymeren Verbundwerkstoff PEEKCF30 [229] und dessen Materialmodellierung beschrieben. Im Anschluss erfolgt eine Übersicht über das tribologische System [42] mit dem Fokus auf Radialgleitlager, gefolgt von der Mischreibungssimulation. Abschließend wird ein kurzer Überblick über nötige Grundlagen der digitalen Bildverarbeitung [113] gegeben.

### 2.1 Polymere Werkstoffe

Polymere Werkstoffe bestehen aus Makromolekülen, welche aus kovalent-gebundenen, kettenförmig aneinander gereihten Monomeren aufgebaut sind. Zusätzlich kann ein Polymer aus mehreren Monomerarten bestehen (Homo-, Copolymer, usw.). Ausführliche Grundlagen sind in EHRENSTEIN [59] zu finden. Eine Einteilung der Polymere kann über die Bindungen (physikalisch oder chemisch) der Makromoleküle und damit verbundenen makroskopischen, mechanischen Eigenschaften nach DIN 7724 [43] stattfinden:

- **Thermoplaste:** Thermoplaste sind untereinander physikalisch gebundene (z.B. Verschlaufungen), lineare oder schwachverzweigte Makromoleküle. Sie sind durch Erwärmung schmelzbar und plastisch verformbar. Es gibt amorphe und teilkristalline Thermoplaste. Letztere haben die Fähigkeit kristalline Bereiche zu bilden.
- **Elastomere:** Elastomere bestehen zusätzlich zu physikalischen Bindungen aus chemisch weitmaschig vernetzten Makromolekülen. Wegen ihrer chemischen Bindungen sind sie weder plastisch verformbar noch schmelzbar.
- **Duroplaste:** Duroplaste sind chemisch stark vernetzte Makromoleküle, welche aus der Reaktion mehrerer Stoffe hervorgehen. Sie besitzen zusätzlich physikalische Bindungen, welche bei Erwärmung gelöst werden, wodurch die Festigkeit sinkt. Wegen ihrer chemischen Bindungen sind sie weder plastisch verformbar noch schmelzbar.

Diese Arbeit legt den Fokus ausschließlich auf den thermoplastischen Kompositwerkstoff PEEKCF30, welcher im Folgenden erläutert wird.

### 2.1.1 Verbundwerkstoff: PEEKCF30

Polyetheretherketone (PEEK) zählen zu den synthetischen Kunststoffen mit der Unterkategorie der Polykondensate. 1979 wurde PEEK erstmals von der Firma DUPONT erfolgreich hergestellt und zählt auch heute zu den fortschrittlichsten und kostenintensivsten Hochleistungskunststoffen. Es gehört zu den teilkristallinen Thermoplasten und ist wie PEK Teil der Gruppe der aromatischen Polyetherketone. Durch seine aromatische Struktur liegt die Schmelztemperatur bei  $T_m = 334^\circ\text{C}$  und ist dadurch besonders für Hochtemperaturanwendungen geeignet. Ausführliche stoffliche Beschreibungen sowie Anwendungsbeispiele sind in DOMININGHAUS [55] zu finden. Ausgewählte Eigenschaften von PEEK im Vergleich zu gängigen Thermoplasten sind [55, 59]:

- Hohe mechanische Festigkeit (Zug-, Druck-, Biege- und Wechselfestigkeit)
- Hohe Chemikalien-, Hydrolyse- und Strahlenbeständigkeit
- Hoher Verschleißwiderstand (Dies ist streng genommen eine System- und keine Materialeigenschaft)

Zur Steigerung der mechanischen Eigenschaften können unter anderem Glas- oder Kohlenstofffasern als Verstärkungstoffe eingesetzt werden. Eine Übersicht bietet DIN EN ISO 1042 [45]. Falls der Werkstoff tribologisch beansprucht wird, sind Kohlenstofffasern den Glasfasern sowohl im Reibungs- als auch im Verschleißverhalten überlegen [35, 238]. In dieser Arbeit wird ein kurzfaserverstärktes PEEK der Firma VICTREX eingesetzt. Es enthält einen Massenanteil von 30 % Kohlenstoffkurzfasern und wird unter dem Markennamen PEEK450CA30 [229] geführt. Die eingesetzte Polymermatrix besteht aus PEEK450G [230]. Über die eingesetzten Kohlenstofffasern oder deren Schlichte liegen keine Angaben vor. Im Folgenden werden die Markennamen PEEK450CA30 als PEEKCF30 und PEEK450G als PEEK bezeichnet.

#### Kohlenstofffasern

Kohlenstofffasern (engl.: carbon fibre, deutsche Abk.: C-Fasern oder CF) zählen zu den Verstärkungstoffen mit den herausragendsten Eigenschaften. 1961 wurde aus der Textilfaser Polyacrylnitril (PAN) ein geeignetes Ausgangsmaterial für die Herstellung von C-Fasern gefunden [199]. Alternativ werden Fasern auch industriell aus Pech (engl.: pitch) gewonnen. Der Unterschied beider Verfahren und ein Vergleich der Eigenschaften der gewonnenen C-Fasern im Hinblick auf Verarbeitungstemperatur ist in [239, 57] und im Hinblick auf das Herstellungsverfahren in [75] zu finden.

Durch den Rückschluss der mechanischen Eigenschaften der Faser im Bezug auf die PEEK-Matrix und den Verbundwerkstoff PEEKCF30, ist es wahrscheinlich, dass PAN-Fasern im PEEKCF30-Komposit Anwendung finden. Aus diesem Grund wird der Fokus auf die weiter verbreitete PAN-Faser gelegt. Eine einzelne C-Faser (= Filament) beträgt ca.  $7\text{ }\mu\text{m}$  im Durchmesser. Die Basis der C-Faser bildet die Graphitschicht, welche aus einzelnen hexagonalen Elementarzellen besteht. Die Graphitschicht ist annähernd zweidimensional, wodurch die mechanischen Eigenschaften stark anisotrop sind.

In der Ebene resultiert die starke kovalente Bindungen der Elementarzellen zu einer hohen theoretischen Festigkeit von ca. 100 GPa [75]. Die Graphitschichten in einem Filament sind primär in Faserrichtung orientiert. Dadurch wird longitudinal eine hohe und transversal eine geringe Festigkeit der C-Faser erreicht [117]. Im Werkstoff PEEKCF30 liegen die C-Fasern als Kurzfaserverstärkung vor. Die Orientierung der C-Fasern ist vom Herstellungsprozess des Bauteils abhängig.

## 2.1.2 Modellierung kurzfaserverstärkter Thermoplaste

Dieses Kapitel zeigt gängige Modellierungsmöglichkeiten für kurzfaserverstärkte Thermoplaste, welche in dieser Arbeit genutzt werden. Es wird ein Überblick über Grundlagen der Stoffgleichungen sowie explizite Beschreibungen für kurzfaserverstärkte Materialien gegeben.

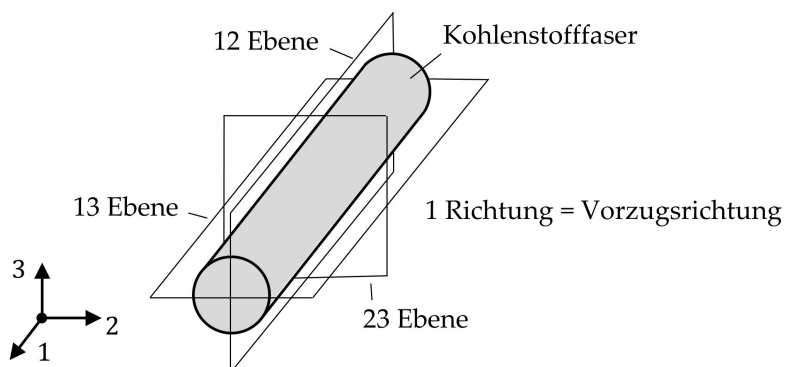
### Elastisches Werkstoffverhalten

Für elastisches, homogenes Werkstoffverhalten gilt grundsätzlich:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl}\varepsilon_{kl} \quad (2.1)$$

Der Spannungstensor  $\sigma_{ij}$  sowie der Verzerrungstensor  $\varepsilon_{kl}$  sind Tensoren zweiter Stufe. Der Steifigkeitstensor  $C_{ijkl}$  ist vierstufig. Er hat 81 Einträge, welche durch Symmetriebetrachtungen auf bis zu 21 unabhängige Koeffizienten reduziert werden können. Der einfachste Fall ist linear-elastisches Materialverhalten, in welchem der Steifigkeitstensor nur zwei unabhängige Komponenten besitzt (Elastizitätsmodul  $E$  und Querkontraktionszahl  $\nu$ ). Das Materialverhalten ist richtungsunabhängig (=isotrop). Diese Modellierung wird in der Regel für Metalle bis ca. 5% Dehnung eingesetzt [156].

**Abbildung 2.1** zeigt den Fall der transversalen Isotropie am Beispiel der Kohlenstofffaser. Wie im vorherigen Kapitel beschrieben, zeigen Kohlenstofffasern durch ihren Aufbau senkrecht zur Längsachse (= transversal) andere mechanischen Eigenschaften als longitudinal. Senkrecht zu der longitudinalen Vorzugsrichtung (Richtung 1) ist das Material isotrop (Richtung 2 = Richtung 3).



### 5 unabhängige Parameter

$$E_{\parallel} = E_1$$

$$E_{\perp} = E_2 = E_3$$

$$G_{\parallel} = G_{21} = G_{31}$$

$$\nu_{\parallel\perp} = \nu_{12} = \nu_{13}$$

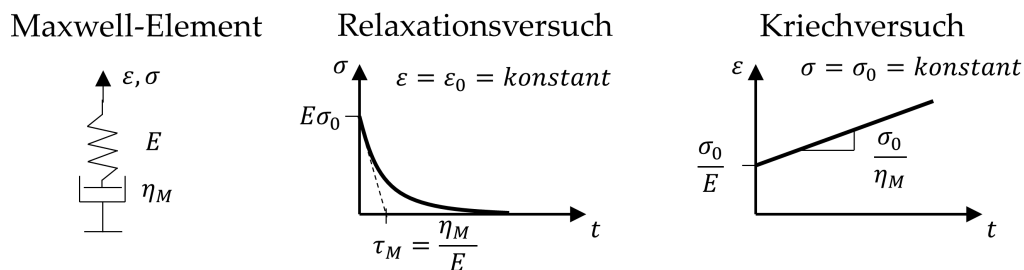
$$\nu_{\perp\parallel} = \nu_{21} = \nu_{31}$$

**Abbildung 2.1:** Transversale Isotropie am Beispiel der Kohlenstofffaser. Das Materialverhalten kann über 5 unabhängige Parameter beschrieben werden.

Transversal-isotropes Materialverhalten kann durch fünf unabhängige Materialparameter beschrieben werden. Mit der 23-Ebene als Symmetrieebene sind als Beispiel die Parameter in **Abbildung 2.1** dargestellt.  $G_{ij}$  stellt den Schubmodul in der entsprechenden Ebene  $ij$  dar. Beispiele für transversale Isotropie sind neben der Modellierung von C-Fasern auch die Modellierung von unidirektional verstärkten Polymeren.

### Zeitabhängiges bzw. viskoelastisches Verhalten

Die obigen Modelle basieren auf zeitunabhängigem Werkstoffverhalten. In der Realität zeigen Polymere ein Relaxations- oder Kriechverhalten in unterschiedlicher Ausprägung [185]. Wird eine Spannung sprunghaft aufgebracht, antwortet das Material mit einer sprunghaften Dehnungszunahme. Wird die Spannung konstant gehalten erfolgt eine zeitabhängige Dehnung. Dieses Verhalten wird mit einer Parallelschaltung (Kelvin-Voigt Modell) und/oder einer Reihenschaltung (Maxwell Modell) aus idealer Feder und idealem Dämpfer modelliert (siehe **Abbildung 2.2**). Zur Bestimmung des viskoelastischen Verhalten werden unter anderem Relaxations- und Kriechversuche durchgeführt. Im Realfall strebt das Material für große Zeiten einer Grenzdehnung entgegen. Für dieses und komplexere Materialverhalten sind beliebige Kombinationen aus Federn und Dämpfern denkbar, ausführliche Beschreibungen sind in [185, 156] zu finden.



**Abbildung 2.2:** Ideales viskoelastisches Verhalten eines Maxwell-Elements mit Relaxations- und Kriechverhalten, basierend auf [156].

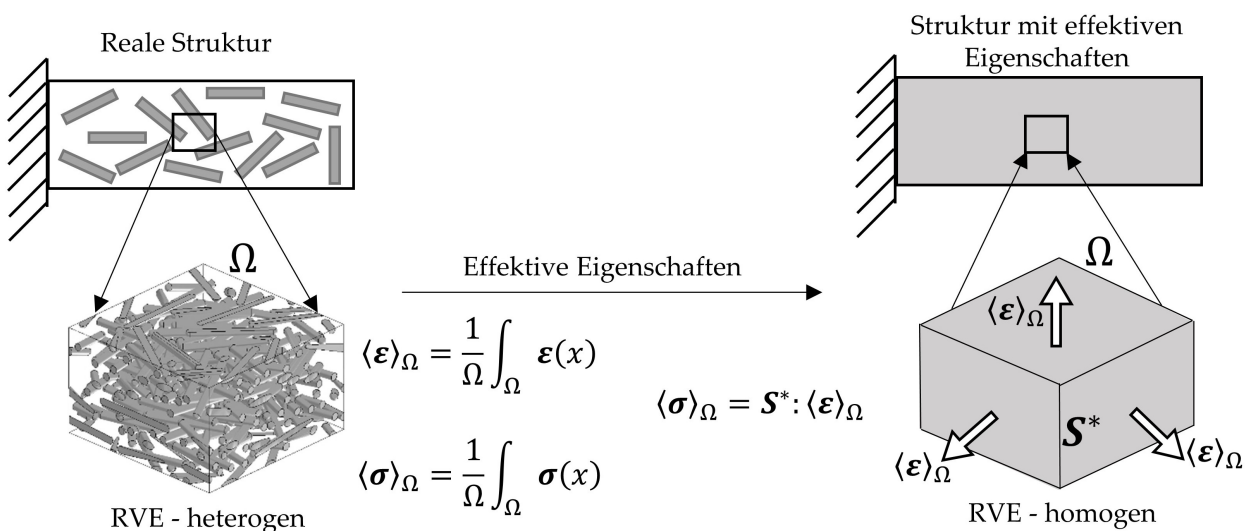
### Plastizität

Während elastische Werkstoffe im spannungslosen Zustand nach entsprechender Zeit in ihren Ursprungszustand bzgl. Verformung zurückkehren, verbleibt bei plastischem Werkstoffverhalten nach Überschreiten einer bestimmten Spannungsgrenze (= Fließgrenze) eine dauerhafte plastische Verformung. Dieses Verhalten wird als Plastizität bezeichnet. Der mehrachsige Spannungszustand kann sich aus dem einachsigen Spannungsversuchen ableiten, sofern die Fließgrenze nicht vom hydrostatischen Druck abhängt [156]. Dadurch kann eine Tresca oder von Mises Fließgrenze aus einachsigen Zugversuchen abgeleitet werden. Versagens- sowie Fließmodelle für kurzfaserverstärkte Thermoplaste besonders im Kurzzeitverhalten sind in [127] ausführlich dargestellt, ein detailliertes Lehrbuch mit numerischer Umsetzung der Plastizität findet sich in [6].

### Skalenübergang mittels Homogenisierung

Komposite oder Verbundwerkstoffe zeichnen sich durch ihre Heterogenität auf der Mikroskala (ca.  $1 \text{ e-}8 \text{ m}$  bis  $1 \text{ e-}4 \text{ m}$ ) aus. In der Regel bestehen Verbundwerkstoffe aus Füll- und/oder Verstärkungsstoffen sowie umgebender Matrix. Im Beispiel von PEEKCF30 dient die C-Faser als Verstärkungsstoff und PEEK als Matrix. Eine direkte numerische Simulation von makroskopischen Strukturen (ca.  $1 \text{ e-}4 \text{ m}$  bis  $1 \text{ m}$ ) bei gleichzeitiger Auflösung der heterogenen, mikroskopischen Strukturen ist weder möglich (Billionen von Freiheitsgraden) noch sinnvoll [242]. Ein gängiger Ansatz sind Skalenübergänge, welche auf regularisierten bzw. homogenisierten Materialmodellen basieren. **Abbildung 2.3** zeigt das Konzept des Skalenüberganges. Auf der Mikroskala werden auf einem statistisch repräsentativem Volumen (= repräsentatives Volumenelement, kurz: RVE; alternativ: RMS = repräsentatives Mikrostrukturmodell [120]) gemittelte, effektive Kenngrößen berechnet, welche in der makroskopischen Simulation als Punkt betrachtet werden [171]. Die heterogene Mikrostruktur wird somit auf die effektiven Eigenschaften homogenisiert. Zur Beschreibung der effektiven Eigenschaften RVE's mit Kurzfaserverstärkung sind folgende Deskriptoren nötig [149]:

- Faservolumenanteil im Bezug auf das gesamte Komposit
- Faserorientierungstensor(-verteilung)(FOT): Tensor zweiter Stufe (oder vierter Stufe), welcher die Wahrscheinlichkeit der Faserverteilung in die jeweilige Raumrichtung angibt
- Verteilung des Faserdurchmessers (i.d.R. Mittelwert und Standardabweichung)
- Verteilung der Faserlänge (i.d.R. Mittelwert und Standardabweichung)
- Materialeigenschaften der Faser sowie der Matrix (thermisch, mechanisch, usw.)



**Abbildung 2.3:** Konzept des Skalenübergangs mittels Homogenisierung, basierend auf [104, 242]. Auf der heterogenen Mikroskala werden effektive Eigenschaften für die homogene Makroskala bestimmt.

Die Deskriptoren können unter anderem über diverse experimentelle Verfahren bestimmt werden (siehe Kapitel 3.2). Neben experimentellen Verfahren existieren Simulationsprogramme (Bsp.: AUTODESK MOLDFLOW), welche anhand einer Flusssimulation den Spritzgussprozess des Bauteils modellieren und so den FOT lokal bestimmen können. Standardmodelle hierfür sind Folgar-Tucker- oder Reduced-Strain-Closure-Modelle [77, 234].

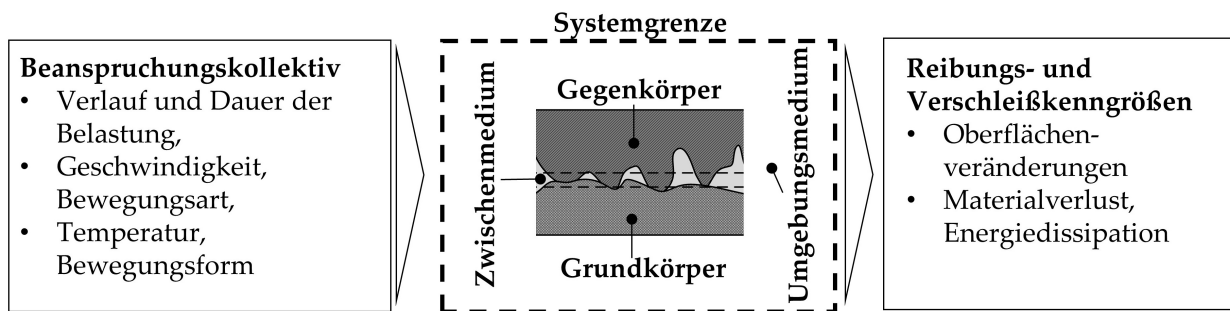
Mit vorhandenen Deskriptoren können über analytische Methoden homogenisierte Eigenschaften einer Mikrostruktur wie E-Modul und Querkontraktionszahl in Abhängigkeit der Raumrichtung berechnet werden. Diese werden als Effektive-Feld-Theorie (engl. mean-field approach oder mean-field homogenization; kurz: MFA oder MFH) zusammengefasst und sind ausführlich in [120] beschrieben. Zusätzlich kann durch den Einsatz von Software (Bsp. DIGIMAT) eine virtuelle, diskrete Mikrostruktur, welche die Deskriptoren erfüllt, erzeugt werden. Die Fasern und Matrix werden in dieser Mikrostruktur explizit modelliert. Diese Erzeugung der Mikrostruktur basiert auf stochastischen Algorithmen, welche die Faserposition festlegen. Dies hat zur Folge, dass durch diese Verfahren die Deskriptoren nur in gewissen Toleranzen angenähert werden [171]. Folglich erhält man über diesen Ansatz - im Gegensatz zur MFH - voneinander abweichende effektive Eigenschaften bei gleichen Deskriptoren, wodurch Unschärfen provoziert werden [106]. Über eine ausreichende Anzahl an Simulationen kann eine aussagekräftige Verteilung der effektiven Eigenschaften gewonnen werden [242].

Eine besondere Herausforderung besteht in der zu wählenden Größe eines RVEs. Mikroskopisch muss es alle relevanten Eigenschaften zwischen Matrix und Faser abbilden, um für den makroskopischen Punkt statistisch repräsentativ zu sein. Gleichzeitig darf es keine makroskopischen Eigenschaften, wie relevante Bauteilabmessungen oder größere Inhomogenitäten, abbilden. Mathematisch kann dies über die Hill-Bedingung erfolgen. Ausführliche Erläuterungen dazu sind in [171, 242] zu finden.

## 2.2 Das tribologische System

Das Wort „Tribologie“ (griechisch: tribein + logos; zu deutsch: reiben + Lehre) wurde erstmals 1966 von JOST [119] verwendet. Die Wissenschaft der Tribologie befasst sich mit sämtlichen Arten von Reibung und Verschleiß von atomaren Interaktionen bis hin zu tektonischen Bewegungen [174]. Dadurch ist Tribologie in hohem Maße eine interdisziplinäre Wissenschaft.

**Abbildung 2.4** zeigt die Definition des tribologischen Systems. Es umfasst vier Grundelemente: Grundkörper, Gegenkörper, Zwischenmedium und Umgebungsmedium. Innerhalb der Systemgrenzen sind bestimmte Anforderungen zu erfüllen (Bsp.: Bewegungs-, Kraft- oder Energieübertragung). Daraus werden tribologische Beanspruchungskollektive abgeleitet, welche als Eingangsgrößen für ein solches System gelten. Als Ausgangsgröße des tribologischen Systems werden alle messbaren Reibungs- und Verschleißkenngrößen des Reibprozesses erfasst.



**Abbildung 2.4:** Methodischer Aufbau eines tribologischen Systems, basierend auf [42].

Da die Systemgrenzen vorerst arbiträr wählbar sind, wird deutlich, dass Reibung und Verschleiß rein systemische und keine stofflichen Größen darstellen.

Die folgenden Kapitel erläutern die nötigen Grundlagen bezüglich Reibung und Verschleiß. Eine ausführliche Übersicht zu aktuellen Forschungsgebieten hinsichtlich der Modellierung von tribologischen Problemstellungen über alle Skalen liefert [228].

## 2.2.1 Reibung

Reibung ist eine Widerstandskraft gegen eine Relativbewegung [38]. Erste niedergeschriebene Überlegungen wurden von DA VINCI durchgeführt, welcher den proportionalen Zusammenhang zwischen Normalkraft  $F_N$  und Reibkraft  $F_f$  erkannte, welcher über weite Bereiche unabhängig von der Kontaktfläche ist [109]. Diese Überlegungen wurden 1699 von AMONTONS bestätigt und verfeinert [31]. Nach ihm ist das makroskopisch-empirische Proportionalitätsgesetz benannt: Das Amontons'sche Gesetz:

$$F_f = f \cdot F_N \quad (2.2)$$

Die Reibungszahl  $f$  dient als Proportionalitätskonstante. 1781 erweiterte COLOUMB diese Arbeiten, indem er zwischen Haft- und Gleitreibung unterscheidet und diese sehr genau quantitativ bestimmte. Er erfand auch das Wort „Tribometer“, welches einer Apparatur zur Messung von Reibung und Verschleiß entspricht [174]. Ausführliche geschichtliche Aspekte der Reibungsforschung finden sich in [18, 167, 174]. Für diese Arbeit ist die Aufteilung in Festkörper- und Fluidreibung von vorrangiger Bedeutung und wird im Folgenden erläutert.

### Festkörperreibung

Sobald die Oberflächen zweier fester Körper miteinander kontaktieren, unterliegen sie der Festkörperreibung. Innerhalb der Festkörperreibung werden verschiedene Reibmechanismen unterschieden, nach [38]: Adhäsion, plastische Deformation, Furchung und (elastische) Hysterese. Wobei nach [31] nur Adhäsion und Deformation als Reibmechanismen unterschieden werden. Je nach dominierendem Reibmechanismus existieren Erweiterungen des Amontons'schen Gesetzes, einen Überblick gibt [125].



Für trockene, polymere Kontakte wird in der Regel eine Aufteilung in Deformations- und Adhäsionsreibung vollzogen. Dieses vorerst theoretische Gedankenkonstrukt lässt sich experimentell äußerst schwierig quantitativ bestimmen. Grundlagen hierfür lieferte ERHARD [61] indem er zeigte, dass je nach Tribosystem (Rauheit, Last, Geschwindigkeit) die adhäsive oder die deformative Komponente überwiegen kann. Allgemein steigt der Adhäsionsanteil mit steigender realer Kontaktfläche (Bsp.: Steigende Last oder sinkende Oberflächenrauheit). Analytische Berechnungen der Adhäsionsreibung basieren meist auf Oberflächenenergien beider Körper. Grundlagen zu Oberflächenenergien sind in [38], speziell für thermoplastische Polymere in [191] zu finden. Adhäsionsmodelle für polymere Werkstoffe sind in [17, 208] zu finden. Der Deformationsanteil der Reibung steigt mit zunehmender Rauheit bzw. abnehmender Härte oder Elastizität, da die Rauheitsspitzen tiefer in den Gegenkörper eindringen bzw. selber stärker deformiert werden [227]. Es existieren semi-empirische Gleichungen zur Berechnung des deformativen Anteils der Reibung. Diese sind für den allgemeinen Fall in [125] und für polymere Werkstoffe in [61] zu finden. Zusätzlich können die Oberflächen mit einem dünnen Fluidfilm benetzt sein. Die gesamte Kraft wird weiterhin über die Festkörper übertragen. Sobald eine Benetzung vorliegt sinken die Adhäsionskräfte zwischen den Festkörpern und die gesamte Reibung verringert sich. Dieser Reibungszustand wird als Grenzreibung bezeichnet. Weitere Phänomene, welche in hohem Maße die Festkörperreibung beeinflussen, sind Grenzschichten auf den Oberflächen der Reibpartner. Diese Grenzschichten können sich während eines Reibvorganges durch Chemi- oder Physisorption bilden bzw. verändern und tragen dadurch im hohen Maße zu einer Veränderung der Reibungszahl  $f$  bei. Durch Schmierstoffadditive oder Füllstoffe in den Festkörpern wird versucht, die Grenzschichten gezielt zu beeinflussen. Weiterführende Informationen zu Grenzschichtreaktionen und deren Modellierung finden sich in [193, 235].

### Fluidreibung und Rheologie

Der Widerstand den ein Fluid gegen Scherung aufbringt wird als viskose Reibung oder Fluidreibung bezeichnet. 1687 erkannte Newton den Zusammenhang zwischen dem Schergefälle und der Scherspannung [14]. In seinem Ansatz ist die Scherspannung  $\tau_h$  proportional zum Schergefälle  $\frac{du}{dz}$  (= Geschwindigkeitsgradient senkrecht zur Strömungsrichtung). Als Proportionalitätskonstante definiert er die dynamische Viskosität des Fluides  $\eta$ . Newtonsche Fluide werden dadurch wie folgt definiert:

$$\tau_h = \eta \frac{du}{dz} \quad (2.3)$$

Die dynamische Viskosität (im Folgenden nur Viskosität genannt) ist eine der zentralen Eigenschaften eines Schmierstoffes. Der hydrodynamische Druckaufbau ist wie die hydraulische Reibleistung direkt von ihr abhängig (siehe Kapitel 2.3.2). Schmierstoffe sind nur über einen kleinen Bereich als newtonsche Fluide zu behandeln, ihre Viskosität ist von Temperatur, Druck und Schergefälle abhängig. 1936 hat EYRING [63] die Platzwechseltheorie aufgestellt. Nach dieser molekularen Betrachtung hängt das Fließen eines Fluides von der Wahrscheinlichkeit eines molekularen Platzwechsels ab. Die Weiterentwicklung dieses Modells führt zum Modell des „freien Volumens“ [36, 214], wonach

die Viskosität mit steigendem, freien Volumen fällt. Aufbauend auf diesen Überlegungen entstanden Beschreibungen, welche bei bekannter Dichte auf die Viskosität schließen [128, 28].

Es existiert eine große Anzahl an semi-empirischen Zusammenhängen zur Beschreibung der Viskosität. Das Fluid wird experimentell über eine bestimmte Anzahl an freien Parametern bzw. Freiheitsgraden (engl. degree of freedom, kurz: DOF) auf das entsprechende Modell angepasst. Zu den bekanntesten semi-empirischen Zusammenhängen zählen:

- Isobare Beziehungen  $\eta(T)$ : VOGEL [231] 3 DOF, EYRING [63] 3 DOF
- Isotherme Beziehungen  $\eta(p)$ : BARUS [14] 2 DOF, KUSS [128] 3 DOF
- Zustandsgleichungen  $\eta(T, p)$ : ROELANDS [182] 5 DOF, BODE [28] 11 DOF

Es wird deutlich, dass je höher die Abbildungsgenauigkeit über einen weiten Parameterbereich ist, desto mehr DOF sind nötig, um dieses Verhalten zu beschreiben. In der Berechnung von geschmierten Kontakten ist eine hohe Modellierungsgenauigkeit der Viskosität nötig. Da kleine Änderungen des Druckes im hohen Druckbereich sowie kleine Änderungen der Temperatur in niedrigen Temperaturbereichen besonders stark die Viskosität und dadurch den hydrodynamischen Druckaufbau beeinflussen. Noch heute sind die Modellierung sowie die Messung der rheologischen Eigenschaften von Schmierstoffen besonders im Bereich hoher Drücke kontroverser Forschungsgegenstand [13, 213].

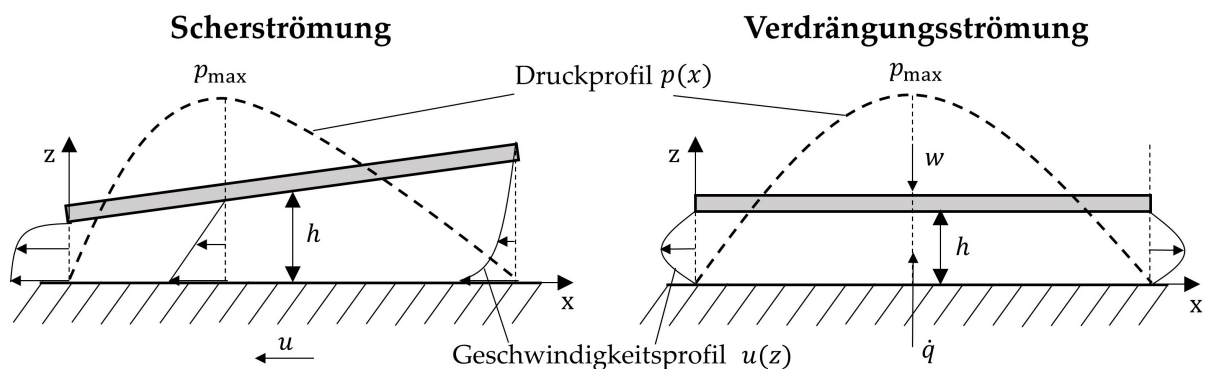
Um verlässliche Modelle, besonders für hohe Drücke und hohe Scherraten zu erhalten, existieren einerseits messtechnische Ansätze über einen Schwingquarz in einer Hochdruckkammer [200] mit bis zu 40 bar [33], welche erfolgreich für TEHD Simulationen eingesetzt werden können [201]. Andererseits existieren molekulardynamische (MD) Simulationen, welche einzelne Fluidmoleküle auflösen und in sehr feinen Zeitschritten abbilden [65, 222]. Bedingt durch die Rechenkapazität, ist dieser vielversprechende Ansatz auf wenige hundert Moleküle beschränkt, wodurch (aktuell) noch nicht die additive Komplexität gängiger Schmierstoffe abgebildet werden kann. Zusätzlich sind nicht alle Potentiale zwischen komplexeren Molekülen bekannt. Einen Überblick über die Zusammensetzung gängiger Schmierstoffe sowie die Wirkungsweise der geläufigsten Additive sind in [215] zu finden.

### Hydrodynamischer Druckaufbau - Die Stribeck-Kurve

1883 zeigte TOWER [223] als erster den hydrodynamischen Druckaufbau in Gleitlagerversuchen, indem er beobachtete, dass das Schmiermedium in Abhängigkeit von Geschwindigkeit und Normalkraft aus einer Bohrung, welche ursprünglich als Zulauf angedacht war, strömte. Der hydrodynamische Druckaufbau entsteht durch den Widerstand der Verdrängung eines viskosen Fluides. Diese Verdrängung entsteht klassischerweise durch einen konvergierenden Schmierspalt.

**Abbildung 2.5 links** zeigt zwei Körper, welche sich in Relativbewegung zueinander befinden und einen konvergierenden Spalt bilden. Durch die Wandhaftung des Fluides (= Stoke'sche Haftung) an den Oberflächen wird das Fluid in den konvergierenden Spalt gezogen. Durch die Konvergenz des Spaltes entsteht ein hydrodynamischer

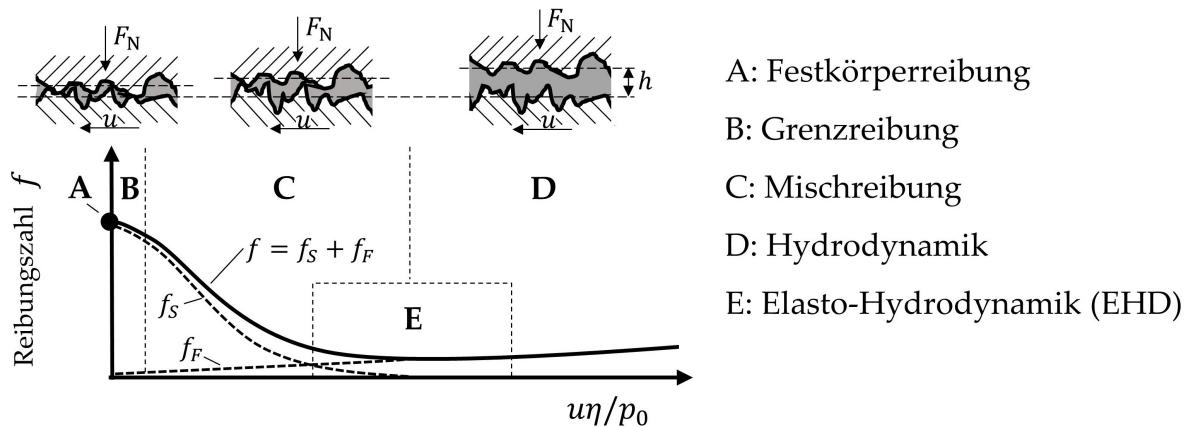
Druckaufbau innerhalb des Fluides. Dieser Druckaufbau induziert eine Druckströmung (Poiseuille-Strömung), welche die Scherströmung (Couette-Strömung) überlagert. Vor dem Erreichen des maximalen Druckes wird die Strömung abgebremst bzw. nach dem Druckberg beschleunigt. Dadurch liegt bei  $p_{\max}$  eine reine Couette-Strömung vor. Zusätzlich kann die Verdrängung des Fluides auch in einem parallelen Spalt induziert werden. Entweder durch die Bewegung der Körper in Spaltrichtung oder durch eine Volumenzunahme des Fluides zum Beispiel durch Wärmeausdehnung [100], wie in **Abbildung 2.5 rechts** dargestellt.



**Abbildung 2.5:** Hydrodynamischer Druckaufbau und Geschwindigkeitsprofil; **Links:** Scherströmung durch konvergierenden Schmier-spalt [215]; **Rechts:** Verdrängungsströmung durch „Quetschspalt“ oder Wärmeausdehnung [100].

STRIBECK [217] definierte 1902 drei Reibungszustände von geschmierten Systemen mit hydrodynamischem Druckaufbau. In der Stribeck-Kurve ist der Reibkoeffizient  $f$  (= Reibungszahl) über die Gleitgeschwindigkeit  $u$  aufgetragen (siehe **Abbildung 2.6**). Alternativ kann  $f$  auch über kombinierte Größen wie die Sommerfeldzahl aufgetragen werden [130]. Erste Modellvorstellungen zu den unterschiedlichen Reibungszuständen liefert VOGELPOHL [232].

Im Stillstand ( $u = 0$ ) wird die äußere Last ausschließlich von den Rauheitsspitzen der Kontaktpartner getragen, welche mit einem dünnen Fluidfilm bedeckt sind. Der Zustand wird als Festkörperreibung bezeichnet [38]. Mit zunehmender Geschwindigkeit werden die verschiedenen Reibungszustände gemäß **Abbildung 2.6** durchlaufen. Zuerst wird das Gebiet der Grenzreibung durchfahren, der hydrodynamische Druckaufbau ist vernachlässigbar und die Reibung nahezu konstant. Die gesamte Kraft wird über den Kontakt der Rauheitsspitzen übertragen, welche mit einem dünnen Fluidfilm benetzt sind. Dadurch sind in der Stribeckkurve Grenzreibung und Festkörperreibung synonym zu verwenden. Mit zunehmender Geschwindigkeit nimmt der hydrodynamische Druckaufbau zu und separiert kontinuierlich die beiden Oberflächen voneinander. Dadurch sinkt der Festkörperanteil an der Kraftübertragung während der Fluidanteil steigt. Im gleichen Maße verändern sich die Reibungsanteile der Festkörperreibung  $f_S$  und der Flüssigkeitsreibung  $f_F$ .



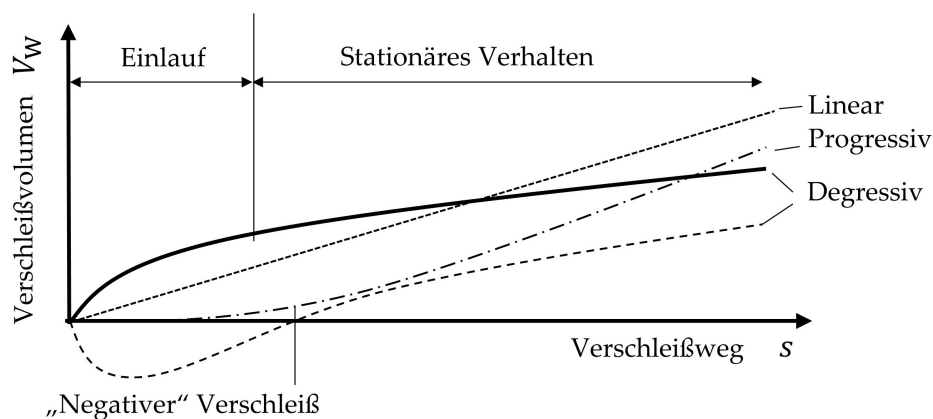
**Abbildung 2.6:** Stribeck-Kurve mit verschiedenen Reibungszuständen und zugehöriger Modellvorstellung des rauhen Kontaktes, basierend auf [14, 38].

Da die Festkörperreibung i.d.R. Größenordnungen über der Fluidreibung liegt, nimmt die gesamte Reibung kontinuierlich ab. Der Übergang zwischen Grenzreibung und Mischreibung ist fließend und wird deshalb von BARTEL [14] zu einem Gebiet „Mischreibung“ zusammengefasst. Steigt die Geschwindigkeit weiter, vergrößert sich kontinuierlich die Spaltweite  $h$ , bis keine Festkörperkontakte mehr auftreten. Dieses Reibungsgebiet wird als Hydrodynamik bezeichnet. Die gesamte Normallast  $F_N$  wird durch den hydrodynamischen Druckaufbau getragen. Es herrscht ausschließlich Fluidreibung. Die Reibungszahl  $f$  erreicht ihr Minimum im Übergang von Mischreibung zu Hydrodynamik (=Ausklipppunkt), da keine Festkörperreibung mehr auftritt und der geringste Schmier-spalt im Hydrodynamikgebiet vorliegt. Mit zunehmender Geschwindigkeit steigt in der Hydrodynamik die Fluidreibung durch eine steigende Scherrate und einen steigenden Schmier-spalt, in welchem ein größeres Fluidvolumen geschert wird, weiter an.

EHD (Elasto-Hydrodynamik) bedeutet, dass Verformungen der Festkörper durch den hydrodynamischen Druck in gleicher Größenordnung der Spaltweite in diesem Gebiet vorliegen. Dadurch wechselwirken beide Größen stark miteinander (siehe Kapitel 2.3.2). Während HAMROCK [100] das EHD-Gebiet nur für kontraforme Kontakte definiert, unterscheidet CZICHOS [38] die in **Abbildung 2.6** definierten Bereiche für alle Kontaktgeometrien. In dieser Arbeit wird kein EHD-Gebiet ausgewiesen und nur die Bereiche Grenzreibung (= Festkörperreibung mit Fluidbenetzung), Mischreibung und Hydrodynamik unterschieden.

### 2.2.2 Verschleiß

Verschleiß ist als „fortschreitender Materialverlust aus der Oberfläche eines festen Körpers“ definiert, „hervorgerufen durch (...) Kontakt eines festen, flüssigen oder gasförmigen Gegenkörpers“ [42]. In tribologischen Systemen werden über den Großteil der Lebensdauer niedrige Verschleißraten angestrebt. Diese werden durch einen sogenannten Einlauf begünstigt [74]. **Abbildung 2.7** zeigt gängige Verschleißverhalten über die Zeit bzw. den Verschleißweg. Im Einlauf passen sich die Konturen und Rauheiten der beiden Reibpartner aneinander an. Dies ist verbunden mit einer hohen Verschleißrate während des Einlaufprozesses. Anschließend sind die Verschleißraten im eingelaufenen, stationären Zustand um Größenordnungen geringer als während des Einlaufes. Dadurch lässt sich ein degressiver Verschleißverlauf herstellen. Es sind auch lokale, „negative“ Verschleißvolumen  $V_W$  denkbar, indem ein Materialübertrag von einem auf den anderen Körper stattfindet.



**Abbildung 2.7:** Gängige Verschleißverhalten (schematisch), basierend auf [19, 42]. Ziel im tribologischen Auslegungsprozess: Degressives Verhalten mit Einlauf und stationärem Verschleiß.

#### Verschleißmechanismen

Verschleiß unterliegt verschiedenen Verschleißmechanismen, welche zu unterschiedlichen Verschleißerscheinungsformen führen können. **Tabelle 2.1** zeigt eine Übersicht über die Verschleißmechanismen, deren Entstehung und ihre Erscheinungsform. Je nach Beanspruchung der tribologischen Partner können die Verschleißmechanismen in beliebiger Kombination auftreten, dies führt zu einer Überlagerung der Verschleißerscheinungsformen, welches die Analyse des Systems erschwert. Einen Überblick über typische Verschleißbilder inklusive Analyse sind für metallische Fälle in [38, 212] und speziell für Gleitlageranwendungen in [21] zu finden.

Die für diese Arbeit dominanten Verschleißmechanismen (Abrasion und Adhäsion) zeigen typischerweise ein degressives Verschleißverhalten mit Einlauf und stationärem Zustand [216].

**Tabelle 2.1:** Übersicht zu Verschleißmechanismen und Verschleißerscheinungsformen, basierend auf[42, 212].

Verschleiß-mechanismus	Beschreibung	Verschleißerscheinungs-form
Adhäsion	Grenzflächenhaftverbindungen werden gebildet und herausgebrochen	Schuppen, Kuppen, Löcher, Materialübertrag, Grübchen
Abrasion	Harte Rauheitsspitzen oder Partikel dringen in den weicheren Körper ein (Mikrozerspannung, Mikroverformung und Mikrobrechen)	Kratzer, Riefen, Mulden, Wellen, Partikel
Oberflächen-zerüttung	Zyklische Beanspruchung führt zu Rissbildung in der Oberfläche (=Ermüdung) bis zur Materialtrennung	Risse, Grübchen
Tribochemische Reaktion	Chemische Reaktionen führen zu Reaktionsschichten und Grenzflächenbildung	Reaktionsprodukte (Schichten, Partikel)

### Verschleißmodelle nach Archard und Fleischer

Verschleißmodelle dienen der Quantifizierung von Verschleißmessgrößen. Gängige Verschleißmessgrößen sind das Verschleißvolumen bzw. die Verschleißtiefe. Seltener wird auch der Massenverlust als Verschleißmessgröße herangezogen. Da es aktuell noch nicht möglich ist, die Verschleißmessgrößen a priori für beliebige Tribosysteme exakt vorherzusagen, werden Verschleißmodelle an tribologische Experimente angepasst. Eine Analyse von 28 veröffentlichten Verschleißmodellen für nur einen Verschleißmechanismus zeigt, dass die Modelle keine Allgemeingültigkeit besitzen und nur für das jeweilige Tribosystem anwendbar sind [146]. Aus diesem Grund werden hier nur zwei Basismodelle vorgestellt.

Ein weit verbreitetes Modell wurde 1946 von HOLM [107] aufgestellt und 1953 von ARCHARD [8] für „unendlich viele“ Rauheitskontakte eines makroskopischen Kontaktes erweitert. Heute wird es nur noch als Archard-Modell bezeichnet. Es wird eine makroskopische Verschleißrate bzw. Verschleißkoeffizient  $k_A$  definiert, indem das Verschleißvolumen  $V_W$  mit der Normalkraft  $F_N$  und dem zurückgelegten Verschleißweg  $s$  normiert wird.

$$\frac{k_A}{H} = \frac{V_W}{F_N \cdot s} \quad (2.4)$$

$k_A$  ist dimensionslos und kann als Wahrscheinlichkeit für die Bildung eines Verschleißpartikels betrachtet werden. Alternativ kann die Härte  $H$  durch die Fließgrenze des weicheren Stoffes substituiert werden [9].

Praktikabler ist ein dimensionsbehafteter Faktor, indem  $k_A$  und  $H$  den Verschleißkoeffizienten  $k$  bilden:

$$k = \frac{V_W}{F_N \cdot s} \quad (2.5)$$

Durch diesen einfachen Ansatz können unterschiedliche tribologische Systeme miteinander verglichen werden. Es existieren modifizierte Ansätze für unterschiedliche Verschleißmechanismen, welche sich primär durch die physikalische Bedeutung des Verschleißfaktors  $k$  in Gl. 2.5 unterscheiden [169].

1973 entwickelte FLEISCHER [70, 71, 72, 73] auf Basis von Holm einen vergleichbaren Ansatz zu ARCHARD, indem eine integrale Energiegröße beschrieben wird. Es wird die Energiedichte  $e$  eingeführt:

$$e = \frac{\text{Eingebrachte Energie}}{\text{Beanspruchtes Volumen}} \quad (2.6)$$

Als eingebrachte Energie wird die Reibungsenergie (mechanisch und rheologisch) definiert. Da es sich als schwierig herausstellt, das *beanspruchte Volumen* zu quantifizieren, wird das Verschleißvolumen herangezogen. Dadurch ergibt sich die scheinbare Reibungsenergiedichte durch Gl. 2.6 und Gl. 2.2 zu:

$$e^* = \frac{E_f}{V_W} = \frac{f \cdot F_N \cdot s}{V_W} \quad (2.7)$$

Wird die kritische Energie beim ersten Kontaktieren der Reibpartner überschritten, wird Material abgetragen. Im umgekehrten Fall wird die eingebrachte Energie in der Modellvorstellung in einen dissipativen sowie einen potentiellen Anteil aufgeteilt. Der dissipative Anteil führt über Dämpfungen und Hystereseeffekte zu einer Temperaturerhöhung. Der potenzielle Anteil wird über Verspannungen, Verformungen und Versetzungen im Werkstoff mechanisch gespeichert. Der Anteil an der mechanisch gespeicherten Energie von der eingebrachten Energie beträgt nur 9 - 16 % [225]. Sobald die akkumulierte gespeicherte Energie ein kritisches Maß erreicht, wird Material abgetragen. Dabei zeigt sich in der Praxis, dass sich der Energieeintrag als integrale Größe besonders gut für Verschleißvorhersagen eignet. Auf Basis der energetischen Verschleißtheorie hat KRAGELSKI [125] eine verbreitete Ermüdungstheorie entwickelt, eine Zusammenführung beider Theorien findet sich in [126]. Beim Vergleich des Archard- mit dem Fleischer-Modell zeigen sich nur geringfügige Unterschiede. Während Archard die Normalkraft betrachtet, findet sich in der energetischen Verschleißtheorie die Reibkraft wieder, bei konstanter Reibungszahl sind die Theorien ineinander überführbar.

$$\frac{e^*}{f} = \frac{F_N \cdot s}{V_W} = \frac{1}{k} \quad (2.8)$$

Aus diesem Grund werden sie im Folgenden als Synonym behandelt und es wird vom international bekannteren Archard-Modell gesprochen.

Ein konstanter Verschleißfaktor gilt für ein Tribosystem nur in bestimmten Grenzen eines Beanspruchungskollektivs. Sobald diese Grenzen überschritten werden, ändert sich der Verschleißfaktor. Erste systematische Analysen dazu finden sich in [159].

Es wurden Modellversuche bei unterschiedlichen Normalkräften, Geschwindigkeiten und Temperaturen durchgeführt, um anschließend sogenannte Verschleißkarten (engl. wear maps) aufzubauen. Diese Karten dienen der Visualisierung des Einflusses einzelner Beanspruchungsparameter auf den Verschleiß oder auf die Reibung und dienen gleichzeitig als Interpolationsfeld für nicht direkt gemessene Beanspruchungskollektive. Für polymerbasierte Gleitlageranwendungen finden sich erste Verschleißkarten in [37]. Für PEEK mit Kohlenstofffaserverstärkung erstellt [161] Verschleißkarten auf Basis von Block-auf-Ring Modelltests. Eine ausführliche Übersicht über Anwendungsmöglichkeiten sowie Grenzen von Verschleißkarten findet sich in [131].

### Verschleiß- und Reibungsmodelle mehrphasiger Materialien

Besonders Polymere werden durch Füll- und Verstärkungsstoffe für tribologische Anwendungen optimiert [227]. Makroskopisch werden ihre tribologischen Eigenschaften, analog zur mechanischen Mehrskalenmodellierung (Kapitel 2.1.2), homogen über eine Reibungszahl  $f$  bzw. einen Verschleißfaktor  $k$  angenommen. Für eine höhere Abbildungsgenauigkeit kann auch in der tribologischen Modellierung ein Skalenübergang eingeführt werden. Dafür werden die entsprechenden Phasen auf der Mikroskala separiert und getrennt voneinander betrachtet, wenn folgende Voraussetzungen nach SMERDOVA [209] (annähernd) erfüllt sind:

- Die einzelnen Phasen erhalten im Verbundwerkstoff ihre Reibungseigenschaften
- Der Anteil der Phasen im Kontakt ist während des Reibvorganges konstant
- Die tribologischen Eigenschaften der Phasen sind unabhängig voneinander

Anschließend werden über einfache Mischungsregeln makroskopische tribologische Eigenschaften aus den mikroskopischen tribologischen Eigenschaften abgeleitet.

Für die Modellierung einer makroskopischen Reibungszahl eines faserverstärkten Polymers gegen eine homogene Phase behandelt [226] die Phasen einzeln und fügt sie makroskopisch als Mischungsregel gemäß ihrer volumetrischen Anteile  $V_1$  und  $V_2$  zusammen. Dabei ist  $f_1$  die Reibungszahl zwischen Matrix und Gegenkörper sowie  $f_2$  die Reibungszahl zwischen Faser und Gegenkörper.

$$\frac{1}{f} = \frac{V_1}{f_1} + \frac{V_2}{f_2} \quad (2.9)$$

[210, 209] adaptiert dieses Modell für mehr als zwei Phasen und nutzt statt der volumetrischen Anteile, die in der verschlissenen Oberfläche sichtbaren Phasen. Dadurch werden nur die tatsächlich an der Reibung beteiligten Phasen berücksichtigt. Es fällt auf, dass die Mischungsregel auf Basis von Volumen- bzw. Flächenanteilen nur gültig ist, falls sich die Normalkraft entsprechend der volumetrischen Anteile auf die Phasen aufteilt. [197] basierend auf [11, 12] berücksichtigt diesen Umstand, indem die einzelnen Traganteile der Phasen berücksichtigt werden:

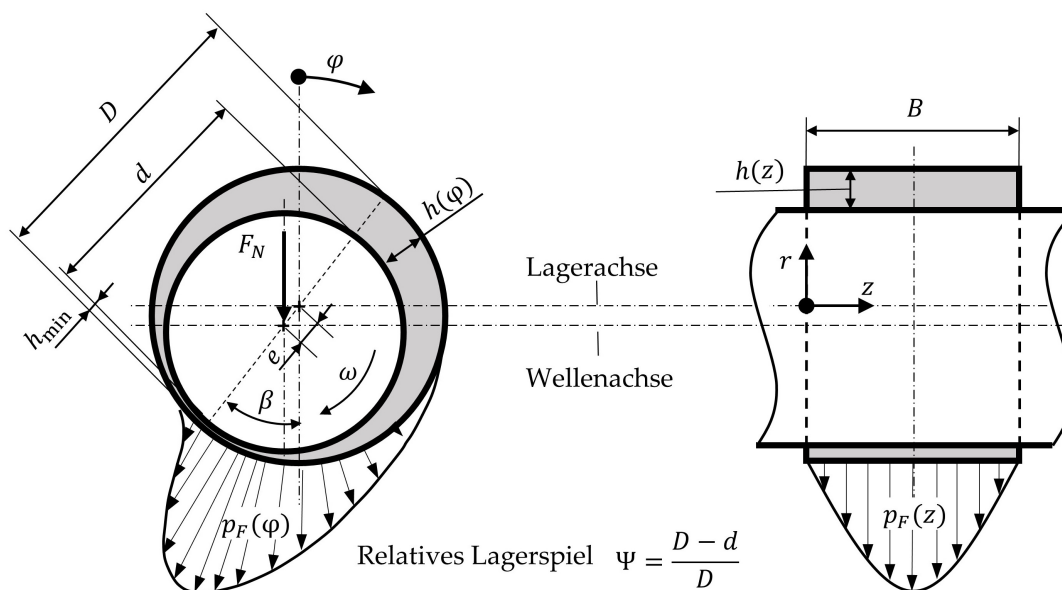
$$f = \frac{1}{F_N} \sum_{i=0}^{N_{\text{phasen}}} f_i F_{N_i} \quad (2.10)$$



Die Schwierigkeit in der Anwendung besteht im Nichtwissen der einzelnen Traganteile auf Rauheitsebene sowie in der Kenntnis über die spezifische Reibungszahl der einzelnen Phasen gegen den homogenen Gegenkörper. Analog zu den Mischungsregeln für die Reibungszahl, finden sich Mischungsregeln mehrphasiger Materialien auch für Verschleißmodellierungen [11, 12], in welchen eine Verschleißvorhersage über das Wissen der einzelnen Phasenanteile getroffen wird. Durch den Verschleißvorgang kann sich der Anteil der Phasen im Kontakt ändern, zusätzlich können sich Reibungseigenschaften der Phasen durch beispielsweise Transferfilme bzw. Verschleißpartikel ändern. Dadurch können die drei oben genannten Annahmen verletzt werden, sobald signifikanter Verschleiß auftritt. In der Praxis finden Mischungsregeln für die Verschleißmodellierung durch die vorliegende Komplexität wenig Anwendung.

### 2.2.3 Tribosystem: Radialgleitlager

Gleitlager sind klassische Maschinenelemente, welche Kräfte rotatorisch oder translatorisch bewegter Teile aufnehmen [50]. Hydrodynamisch arbeitende Radialgleitlager erzeugen durch einen konvergierenden Spalt mit rotierender Welle einen hydrodynamischen Druckaufbau (vgl. Kapitel 2.2.1). **Abbildung 2.8** zeigt schematisch ein hydrodynamisch arbeitendes Radialgleitlager. Der Wellendurchmesser  $d$  ist geringfügig kleiner als der Lagerdurchmesser  $D$ . Das so entstehende Lagerspiel beschreibt maßgeblich den konvergierenden Spalt. Ein geringes Lagerspiel führt zu einem verbesserten hydrodynamischen Druckaufbau. Das Lagerspiel sollte dennoch groß genug gewählt werden, sodass thermische Dehnungen und andere Verformungen aufgenommen werden können, ohne ein Klemmen der Welle hervorzurufen [194].



**Abbildung 2.8:** Hydrodynamisch arbeitendes, kreiszylindrisches Radialgleitlager, basierend auf DIN ISO 31652 [48].

Das relative Lagerspiel  $\Psi$  liegt im einstelligen Promillebereich oder darunter. Der Richtwert liegt im allgemeinen Maschinenbau bei ca. 1 ‰ [130]. Der hydrodynamische Druck erreicht sein Maximum im Bereich der kleinsten Spaltweite  $h_{min}$ , anschließend erfolgt ein Kavitationsgebiet, da zu wenig Schmierstoff in den divergierenden Spalt strömt. Dadurch, dass nur Druck im konvergierenden Spalt aufgebaut wird, ist der hydrodynamische Druckberg in Umfangsrichtung nicht symmetrisch und es entsteht eine resultierende Kraft, welche zur Verlagerung der Welle führt. Der Abstand zwischen dem Rotationszentrum der Welle zum Rotationszentrum des Lagers wird als Exzentrizität  $e$  bezeichnet. Dadurch kann die Position der Welle mit dem Wellenverlagerungswinkel  $\beta$  und der Exzentrizität  $e$  beschrieben werden. Die Schmierstoffversorgung kann über Ölbohrungen des Lagers oder axiale Zuführungen erfolgen. Die axiale Zuführung wiederum kann passiv in einer drucklosen Badschmierung ausgeführt werden oder über eine axiale Druckbeaufschlagung erfolgen.

In polymeren Gleitlagern besteht mindestens die Lauffläche des Lagers aus einem Polymer bzw. polymeren Komposit. Einfache Polymerbuchsen (= Vollkunststoff) werden im Trockenlauf oder unter Fettschmierung betrieben, daher sind sie nur für geringe Lasten und Relativgeschwindigkeiten geeignet. Für höhere Beanspruchungen (engl.: high performance) werden Polymerbeschichtungen auf metallische Grundkörper aufgebracht. Diese werden als Verbundlager bezeichnet. Polymere Gleitlacke besitzen eine Schichtdicke bis ca. 50  $\mu\text{m}$  wohingegen gepresste polymere Kompositfolien bis zu 300  $\mu\text{m}$  betragen. Einen Vergleich zwischen Vollkunststoff und Verbundlager zeigen [39, 143, 144].

Polymere Gleitlagerbeschichtungen bieten wesentliche Vorteile gegenüber herkömmlichen Lagermaterialien. Zum einen sind sie nachgiebiger, was zu einem verbesserten hydrodynamischen Druckaufbau führt [21]. Zum anderen besitzen sie hervorragende Notlaufeigenschaften, da thermoplastische Materialien schmelzbar sind (vgl. Kapitel 2.1). Bei einer thermischen Überlast schmilzt der beanspruchte Teil des Lagers auf und erstarrt in kälteren Bereichen des Lagers. Solange die Beanspruchungsdauer kurz ist (z.B. Anfahren oder Abbremsen) führen Überbeanspruchungen zu keinem Ausfall des Lagers. Ein wesentlicher Nachteil besteht in der niedrigen Wärmeleitfähigkeit von polymeren Werkstoffen, wodurch polymere Werkstoffe nur bedingt für Hochtemperaturanwendungen eingesetzt werden können. Zur Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit werden Füll- und Verstärkungsstoffe wie bspw. C-Fasern eingesetzt. Ein Vergleich zwischen Weißmetall und Kunststoffbeschichtung ist in [39, 175] zu finden. Eine Analyse, um Weißmetalllager durch polymere Gleitlager zu ersetzen, zeigt [203]. Einen Überblick über thermoplastische Materialien für Gleitlager bietet DIN ISO 6691 [51] und [61]. Die übliche Bauform für Verbundlager sind gerollte Buchsen. Anwendung und Herstellung sind in DIN ISO 3547 [39, 49] ausführlich dargestellt.

## 2.3 Mischreibungssimulation

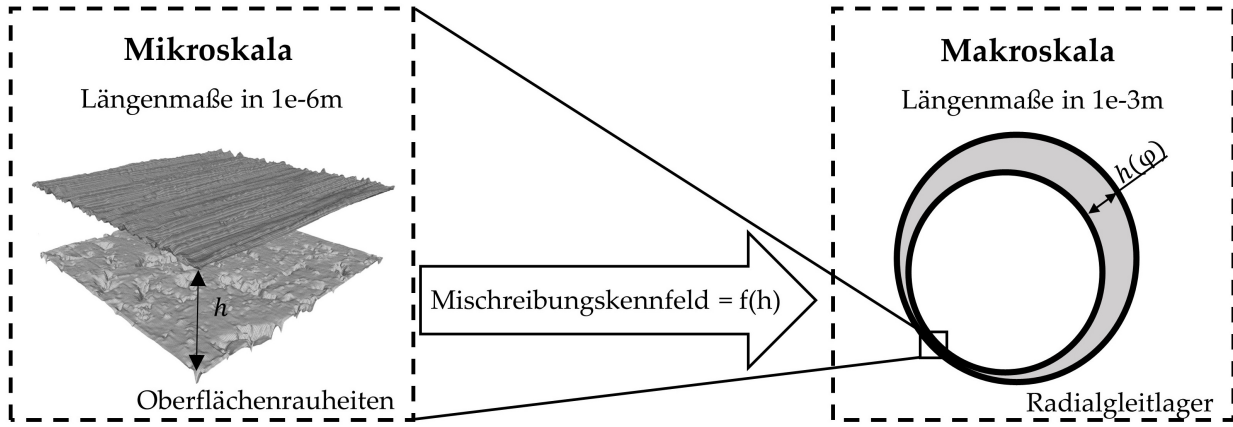
Wie in Kapitel 2.2.1 beschrieben, liegt der Mischreibung die Modellvorstellung zugrunde, dass die Normallast durch Fluid- und Festkörpertraganteile getragen wird und somit die Reibung aus Fluid- und Festkörperreibung besteht. Ziel der Mischreibungssimulation ist es, die Traganteile von Festkörper und Fluid zu bestimmen, um im Nachgang deren Reibungsanteile zu ermitteln.

Ein Fluid in kleinen Schmierpalten kann über die Reynoldsgleichung beschrieben werden (siehe Kapitel 2.3.2). Die auftretenden Verformungen der Bauteile werden üblicherweise über Halbraum- oder FEM-Ansätze modelliert (siehe Kapitel 2.3.1). Da der Festkörperkontakt auf der Rauheitsebene stattfindet, muss das Berechnungsgebiet die Rauheiten in  $\mu\text{m}$  auflösen. Für kleine Kontaktflächen, wie sie in kontraformen Kontakten (Bsp.: Kugel-Platte-Kontakt) auftreten, ist es möglich, die Rauheitsebene (= Mikroskala) auf der Bauteilebene (= Makroskala) direkt abzubilden. Für große konforme Systeme, wie z.B. ein Gleitlager ( $D = 25\text{ mm}$ ,  $B = 25\text{ mm}$ ), würde dies zu ca.  $2 \cdot 10^9$  DOF in der Oberfläche führen und ist somit nur aufwendig lösbar. Um diesen Umstand zu umgehen, erfolgt eine Skalentrennung zwischen Mikro- und Makroskala auf Basis von PATIR UND CHENG [163, 164]. Dieser Ansatz beschreibt den Einfluss von statistischen Rauheiten [162] auf das Fluid über sogenannte Flussfaktoren. Diese erscheinen als spaltweitenabhängige Korrekturfaktoren in der Reynoldsgleichung und gelten ursprünglich nur unter der Annahme ohne Festkörperkontakt. RIENÄCKER [180] nutzte dieses Verfahren und koppelte es mit einem einfachen Kontaktmodell auf Basis von GREENWOOD UND TRIPP [89]. Anschließend erweiterte LAGEMANN [129] dieses Modell durch Rauheiten realer Oberflächenaufnahmen und löst das Kontaktproblem durch einen Halbraumansatz. Die folgenden Unterkapitel erläutern die Mischreibungssimulation im Detail, separiert nach Mikro- und Makroskala. Im Anschluss wird die gesamte Reibungsberechnung erläutert.

### Skalentrennung

**Abbildung 2.9** zeigt die Skalentrennung bei Mischreibungssimulationen großer Systeme bzw. konformer Kontakte mit der Spaltweite  $h$  als Kopplungsgröße. Auf der Mikroskala werden aufgenommene Oberflächenausschnitte realer Bauteile diskretisiert. Die gemessenen Oberflächen treten immer paarweise auf: Grundkörper und Gegenkörper. Sie werden diskretisiert sowie deren Krümmung begradigt, sodass die Rauheiten um eine planare Mittellinie streuen, da Geometrieänderungen wie Rundheitsabweichungen [79] auf der Makroskala abgebildet werden. Auf den Oberflächenausschnitten werden rauheitsbedingte Einflussgrößen (Flussfaktoren und Festkörperreaktionskraft = Kontaktdruckkurve) in Abhängigkeit der mittleren Spaltweite bestimmt. Die Kontaktdruckkurve und Flussfaktoren werden zusammen als Mischreibungskennfeld (MRK) bezeichnet. Das MRK des einzelnen Oberflächenausschnittes wird auf dem gesamten Gebiet der Makroskala spaltweitenabhängig angewandt. Dadurch wird diese Methode auch als Homogenisierungsmethode bezeichnet.

Zusätzlich gibt es erste Ansätze, die mehrere Rauheitsausschnitte der Lagerfläche vermessen und deren Einflussgrößen nur auf den zugehörigen Bereichen in der Makrosimulation anwenden [78]. Dieser Ansatz ist von Vorteil sobald keine repräsentative Rauheit vorliegt und die Laufflächen stark unterschiedliche Rauheitsbereiche aufweisen.



**Abbildung 2.9:** Methode der Skalentrennung in der Mischreibungssimulation. Auf der Mikroskala berechnete Mischreibungskennfelder gehen als spaltweitenabhängige Größen in die Makroskala ein.

### 2.3.1 Mikroskala

In dieser Arbeit werden keine stochastisch erzeugten Oberflächen verwendet. Es wird ein deterministischer Ansatz mit direkt gemessenen Oberflächen angewandt. Die Oberflächenrauheiten werden parallel mit einem initialen Abstand positioniert (vgl. **Abbildung 2.9 links**). Der Abstand beider Oberflächen wird von deren Mittellinie gemessen und als Spaltweite  $h$  bezeichnet. Auf den rauen Oberflächen wird ein Kontaktproblem sowie ein Strömungsproblem gelöst.

#### Kontakt rauer Oberflächen

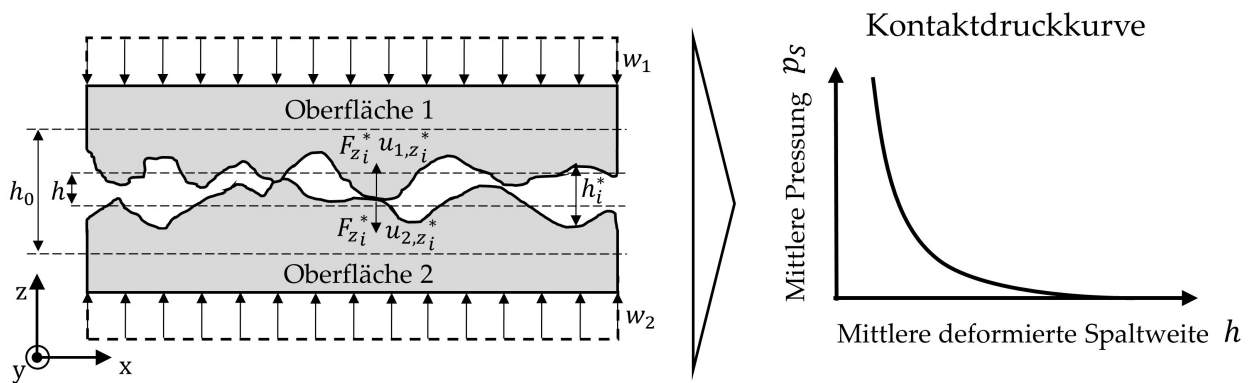
**Abbildung 2.10 links** zeigt das Kontaktproblem der rauen Oberflächen. Der initiale Abstand der Oberflächen  $h_0$  wird verringert, bis die Rauheitsspitzen kontaktieren. Dadurch entsteht eine mittlere deformierte Spaltweite  $h$ , welche auf zwei Arten bestimmt werden kann. Zum einen kann von der initialen Spaltweite  $h_0$  die Festkörperverschiebung  $w$  beider Oberflächen subtrahiert und die Summe der Deformationen  $u_{z_i}$  der Oberflächenknoten in Höhenrichtung  $z$  addiert werden. Zum anderen kann die Summe der lokalen Abstände  $h_i^*$  der Oberflächen gebildet werden. Beide Formulierungen sind äquivalent. Unter Annahme der gleichen lateralen Maße und Diskretisierung gilt für die mittlere deformierte Spaltweite:

$$h = h_0 - (w_1 + w_2) + \sum_{i=0}^{N_{surface}} (u_{1,z_i}^* + u_{2,z_i}^*) = \frac{\sum_{i=0}^{N_{surface}} h_i^*}{n} \quad (2.11)$$

Sobald die Oberflächen kontaktieren, entsteht an den deformierten Rauheitsspitzen eine Reaktionskraft  $F_{zi}^*$  in z-Richtung, welche lokal im Kräftegleichgewicht steht (siehe **Abbildung 2.10** links). Die lokalen Reaktionskräfte in z-Richtung werden summiert und mit der nominellen Oberfläche  $A_{nom}$  eine mittlere Flächenpressung des Festkörpers  $p_s$  (engl.: Solid) für die mittlere deformierte Spaltweite  $h$  bestimmt:

$$p_s = \frac{\sum_{i=0}^{N_{surface}} F_{zi}^*}{A_{nom}} \quad (2.12)$$

**Abbildung 2.10 rechts** zeigt die so berechnete Kurve der mittleren Pressung über die Spaltweite. Diese Kurve wird als Kontaktdruckkurve bezeichnet und stellt eine essentielle Größe auf der Makroskala dar.



**Abbildung 2.10:** Links: Festkörperkontakt rauher Oberflächen; Rechts: Kontaktdruckkurve als Lösung der Kontaktsimulation.

Um das Kontaktproblem zu lösen, werden hier zwei Verfahren vorgestellt: Halbraumtheorie und FEM (Finite-Elemente-Methode). Die Halbraumlösung bietet unter bestimmten Annahmen eine effiziente Lösung, während die FEM-Lösung flexibler und dabei numerisch aufwendiger ist. Eine Übersicht über die Modellierung von Kontaktproblemen rauher Oberflächen liefert [135].

### Kontaktlösung über Halbraumansatz

BOUSSINESQ [30] entwickelte 1885 die Halbraumtheorie auf Basis der Potentialtheorie. Die elastischen Deformationen  $u_z(x, y)$  eines halbumendlichen Körpers (= Halbraum) können analytisch für eine einzelne Punktkraft gelöst werden. Für eine Druckverteilung auf der Oberfläche ergeben sich die Verschiebungen in z-Richtung zu:

$$u_z(x, y) = \left( \frac{1 - \nu_1^2}{\pi E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{\pi E_2} \right) \iint_{\Omega} \frac{p(x', y')}{\sqrt{(x - x')^2 + (y - y')^2}} dx' dy' \quad (2.13)$$

Die Faltung wird über das Faltungstheorem der Fouriertransformation gelöst [10]. Die Faltung wird dabei in eine einfache Multiplikation im Frequenzraum überführt [138]. Erste Anwendungen für raue Oberflächen finden sich in [58]. Die beiden rauhen Oberflächen werden zu einer kombinierten Rauheit summiert. Diese kombinierte raue Oberfläche wird gegen eine starre Ebene verfahren.

Zusätzlich ist im Halbraum nur eine 2D Vernetzung nötig, dadurch können auch große Oberflächenaufnahmen (1000 x 1000 Knoten) in einer adäquaten Zeit gelöst werden. Es existieren zahlreiche Erweiterungen für den Halbraum. [29] zeigt den Anwendungsfall für EHD-Simulationen mit ideal-elastisch-plastischen Verhalten der Rauheiten. [240] beschreibt eine Erweiterung für dünne Schichten mit verschiedenen Materialeigenschaften. Weitere Halbraumerweiterungen (Bsp.: Halbräume mit allgemeiner Anisotropie) sind kurz in Kapitel 1.1 dargestellt. Dabei ist allen Halbraumansätzen gemein, dass sie homogenes Materialverhalten beschreiben, sprich an jedem Ort  $x, y$  liegen die gleichen Materialeigenschaften vor. Eine Übersicht über Grundlagen der Kontaktmechanik auf Halbraumbasis liefert [118].

### Kontaktlösung über FEM

Die Methode der finiten Elemente (FEM) ist die am weitesten verbreitete Methode zur Lösung von partiellen Differentialgleichungen und Randwertproblemen. In der Idee wird das Rechenggebiet in diskrete finite Elemente mit einer bestimmten Anzahl an DOF (Ansatzfunktionen) zerlegt. Diese Elemente sind über ihre Randknoten miteinander verbunden. Die Gleichungen der einzelnen Elemente lassen sich in ein globales Gleichungssystem assemblieren, welches numerisch gelöst wird. Die FEM-Grundgleichungen lassen sich über verschiedene Ansätze herleiten, wobei für nicht-konservative Probleme wie Reibung oder Plastizität nur das Prinzip der virtuellen Arbeit zulässig ist. Grundlagen zur FEM-Theorie sind unter anderem in [244] zu finden. Das globale Gleichungssystem ergibt sich für einen elastischen Körper mit den physikalischen Bedeutungen der Steifigkeitsmatrix  $\mathbf{K}$ , dem Verschiebungsvektor  $\mathbf{u}$  sowie dem Lastvektor der rechten Seite  $\mathbf{f}$  zu:

$$\mathbf{K}\mathbf{u} = \mathbf{f} \quad (2.14)$$

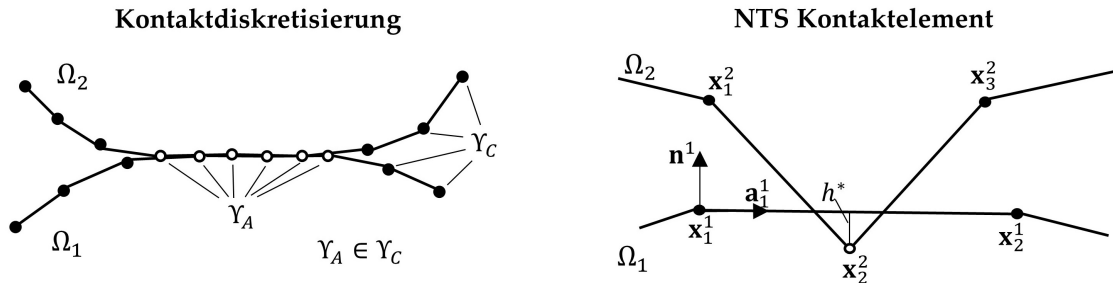
Wenn sich zwei elastische Körper am Ort  $\mathbf{x}^*$  durchdringen, liegt ein Kontaktproblem vor. Für die Lösung dieses Problems müssen folgende Bedingungen aufgestellt werden:

- **A:** Keine Durchdringung:  $h^*(\mathbf{x}^*) \geq 0$
- **B:** Kontaktdruck positiv (keine Adhäsionseffekte):  $p_S^*(\mathbf{x}^*) \geq 0$
- **C:** Kontaktdruck ist 0 bei Spaltweiten größer 0:  $p_S^*(\mathbf{x}^*)h^*(\mathbf{x}^*) = 0$

Für die Kontaktformulierung existieren zwei grundlegende Verfahren, welche zur Lösung eingesetzt werden können: Penalty-Methode und Lagrangesche Multiplikatoren Methode. Die einfachste Methode ist die Penalty-Methode (deutsch: Bestrafungsmethode), welche die voran genannten Bedingungen **A** und **C** vernachlässigt. Es werden Durchdringungen zugelassen und mit einem Bestrafungsterm - dem Penaltyfaktor  $\kappa_p$  - belegt. Je größer der Penaltyfaktor gewählt wird, desto geringer fällt die Vernachlässigung der Bedingungen und dadurch die Durchdringung der Körper aus. Physikalisch kann  $\kappa_p$  somit als Federsteifigkeit des Kontaktes betrachtet werden. Für  $\kappa_p \rightarrow \infty$  ist die Lösung exakt, führt jedoch zu einer schlecht konditionierten Matrix und dadurch zu Konvergenzproblemen. In der Praxis muss für  $\kappa_p$  ein Kompromiss aus Genauigkeit und Konvergenz gefunden werden [237].

Die Lagrangesche Multiplikatoren Methode berücksichtigt alle genannten Bedingungen, dadurch ist eine Durchdringung der Körper nicht möglich. Sie ist numerisch aufwendiger, da sie neue DOF in das globale Gleichungssystem Gl. 2.14 integriert und ihr Funktional nicht stetig ist. Ausführliche Erläuterungen sowie Grundlagen zur numerischen Kontaktberechnung finden sich in [237].

Neben der Kontaktformulierung ist die Kontaktdiskretisierung zu wählen. Es existieren drei grundlegende Varianten: Node-to-Node (NTN), Node-to-Segment (NTS) und Segment-to-Segment (STS). Bei NTN-Diskretisierungen wird der Kontakt der nächstliegenden Knoten erzwungen, dadurch lässt NTN nur geringe Gleitungen (max. halbe Elementbreite) der Kontaktfläche zu. Man spricht von „small sliding“. Zusätzlich ist eine gleiche Diskretisierung der Oberflächen nötig. **Abbildung 2.11** beschreibt die gebräuchlichste NTS-Diskretisierung. Hierbei wird der Kontakt zwischen Knoten und Segmenten gesucht, dadurch sind beliebige Gleitungen in der Kontaktfläche möglich. Man spricht von „finite sliding“, da die Kontaktformulierung an jedem Ort aufgebracht werden kann. Der Lösungsablauf wird kurz zusammengefasst: Zuerst werden die Knoten festgelegt, welche während der Analyse in Kontakt treten können  $\gamma_C$ . Während der Analyse wird untersucht, wo einer der Körper den Gegenkörper durchdringt. Diese Knoten werden dem aktiven Knotenset  $\gamma_A$  zugefügt und die Durchdringung  $h^*$  auf Basis lokaler Elementkoordinaten bestimmt. Anschließend wird eine Kontaktkraft für alle Knoten in  $\gamma_A$  über die Kontaktformulierung bestimmt, bis keine Durchdringungen mehr stattfinden.



**Abbildung 2.11:** Links: Kontaktdiskretisierung für NTS und hohe Deformationen; Rechts: NTS Kontaktelement, basierend auf [237].

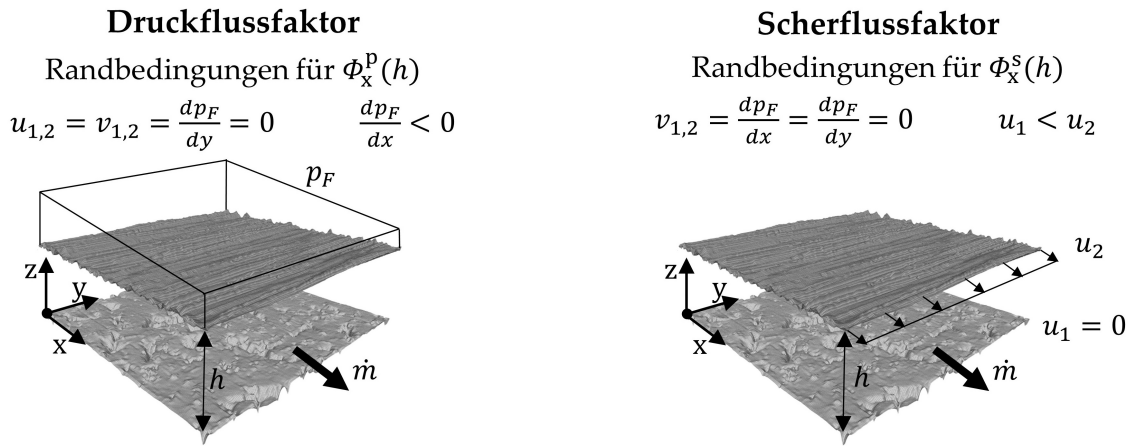
Auch für die Lösung eines rauen Kontaktproblems mittels FEM existieren zahlreiche Beispiele. [110] löst den kraftgeregelten Kontakt ideal elastischer, fraktaler Oberflächen [142] über eine Lagrangesche Multiplikator Formulierung. [165] erweitert dieses Modell für den ideal-elastisch-plastischen Kontakt. Plastizität wird auf Basis von von Mises Spannungen geprüft. [116] simuliert den Kontakt gemessener Oberflächen, an welchen die Rauheitsspitzen über Parabolide angenähert werden, über ein elastisch-plastisches Verhalten und validiert die Ergebnisse erfolgreich mit Experimenten. Schichtsysteme und deren interne Spannungen im Kontakt rauer Oberflächen wurden von [145] analysiert. Es fällt auf, dass selten gemessene Oberflächen in FEM-Kontaktanalysen verwendet werden. Falls gemessene Oberflächen in der FEM genutzt werden, werden diese über Spline-basierte Verfahren geglättet [137, 145] oder über Rauheitskuppen angenähert

[116, 124]. Dadurch ist eine automatisierte Diskretisierung (= Vernetzung) sowie eine stabile Konvergenz zu erreichen. Ein Nachteil der FEM besteht im hohen numerischen Aufwand. Im Gegensatz zum Halbraum ist eine 3D Diskretisierung notwendig. Eine Oberfläche von  $512 \times 512$  Knoten weist damit etwa  $3 \cdot 10^6$  DOF auf [110].

Weitere FEM-Kontaktmodelle mit ideal glatten Oberflächen heterogener Materialien sind in Kapitel 1.1 kurz umrissen. Zusammenfassend werden entweder homogene, raue Oberflächen oder heterogene, glatte Oberflächen in FEM-Kontaktmodellen genutzt.

### Fluidberechnung - Flussfaktoren

Um den Rauheitseinfluss der Strömung auf der Makroskala zu berücksichtigen, werden Flussfaktoren eingesetzt. Auf den rauen deformierten Oberflächen aus der Kontaktsimulation wird für jede mittlere Spaltweite  $h$  eine Poiseuille-Strömung sowie eine Couette-Strömung in x- und y-Richtung berechnet. Zur Strömungsbeschreibung wird die Reynoldsgleichung (siehe Kapitel 2.3.2) verwendet. **Abbildung 2.12** zeigt beispielhaft die Randbedingungen zur Berechnung des Druck- und Scherflussfaktors in x-Richtung.



**Abbildung 2.12:** Links: Randbedingungen zur Berechnung des Druckflussfaktors in x-Richtung; Rechts: Randbedingungen zur Berechnung des Scherflussfaktors in x-Richtung.

Für den Druckflussfaktor werden Druckrandbedingungen in die jeweilige Richtung aufgebracht und so eine Druckströmung erzeugt. Dabei wird der Massenfluss für die jeweilige Spaltweite in Strömungsrichtung bilanziert. Der Druckflussfaktor  $\Phi_{x,y}^p(h)$  wird als Verhältnis des Massenstromes  $\dot{m}$  von rauer zu ideal-glatte Oberfläche bei gleicher mittlerer Spaltweite gebildet. Kavitation wird auf der Mikroskala nicht berücksichtigt. Er ist somit dimensionslos. Beispielhaft ist die Berechnungsvorschrift für den Druckflussfaktor in x-Richtung dargestellt:

$$\Phi_x^p(h) = \frac{\dot{m}_{rough}(h)}{\dot{m}_{smooth}(h)} = \frac{1}{\frac{\rho h^3}{12\eta} \frac{\partial p_F}{\partial x}} \left( \frac{1}{\Omega} \int_{\Omega} \frac{\rho h^{*3}}{12\eta} \frac{\partial p_F}{\partial x} d\Omega \right) \quad (2.15)$$

Ein Druckflussfaktor  $< 1$  bedeutet einen geringeren Massenstrom der rauen Oberfläche im Vergleich zu einer ideal-glatte Oberfläche gleicher Spaltweite.



Das Fluid wird also durch die Rauheiten behindert und der hydrodynamische Druck steigt. Ein Druckflussfaktor  $> 1$  bedeutet eine Begünstigung der Strömung durch die Rauheit und dadurch einen verminderten hydrodynamischen Druck. Für den Scherflussfaktor  $\Phi_x^s$  werden Geschwindigkeitsrandbedingungen auf die Oberfläche aufgebracht (**Abbildung 2.12 rechts**). Es wird durch die Bewegung der Oberflächen eine Scherströmung erzeugt. Der Scherflussfaktor in x-Richtung ergibt sich zu:

$$\Phi_x^s(h) = \frac{1}{(u_2 - u_1)\varrho} \left( \frac{1}{\Omega} \int_{\Omega} \frac{\varrho h^{*3}}{12\eta} \frac{\partial p_F}{\partial x} d\Omega \right) \quad (2.16)$$

Er ist dimensionsbehaftet mit der Einheit [m]. Im Gegensatz zu ideal-glaten Oberflächen wird durch die Täler der Rauheiten mehr Fluid bei Bewegung der Oberflächen transportiert. Physikalisch beschreibt der Scherflussfaktor eine Spaltweitenerhöhung im Couette-Term der makroskopischen Reynoldsgleichung. Die Spaltweitenerhöhung bewirkt, dass entsprechend mehr Fluid transportiert wird. Für große Spaltweiten nimmt der Einfluss der Rauheiten ab. Dabei wird der Druckflussfaktor zu 1 und der Scherflussfaktor zu 0 m.

### 2.3.2 Makroskala

Auf der Makroskala wird das Gleitlager modelliert. Es werden drei gekoppelte Probleme gelöst. Das Fluid wird über die Reynoldsgleichung mit Flussfaktoren modelliert. Die makroskopischen, elastischen Verformungen werden über einen FEM-Ansatz beschrieben. Die Temperatur im Fluid sowie im Bauteil wird über die Lösung der Energiegleichung bestimmt.

#### Fluidberechnung - Reynoldsgleichung

1886 veröffentlichte REYNOLDS [179] auf Basis der Experimente von TOWER [224] die Reynoldsgleichung. Da für einen schmalen Schmierspalt bestimmte Annahmen hinsichtlich der Fluidbewegung getroffen werden können, ist die Reynoldsgleichung eine Vereinfachung der Navier-Stokes-Gleichungen. Eine ausführliche Herleitung aus den Navier-Stokes-Gleichungen ist in [99] zu finden. Für ein Radialgleitlager ergibt sich die erweiterte Reynoldsche Differentialgleichung (= RDGL) mit Flussfaktoren zu:

$$\underbrace{\frac{\partial}{\partial x} \left( \Phi_x^p \frac{\varrho h^3}{12\eta} \frac{\partial p_F}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \Phi_y^p \frac{\varrho h^3}{12\eta} \frac{\partial p_F}{\partial y} \right)}_{\text{Poiseuille-Strömung in x- und y-Richtung}} = \underbrace{\frac{u_1 + u_2}{2} \frac{\partial(\varrho h)}{\partial x} - \frac{u_2 - u_1}{2} \frac{\partial(\varrho \Phi_x^s)}{\partial x}}_{\text{Couette-Strömung in x-Richtung}} + \underbrace{\frac{\partial(\varrho h)}{\partial t}}_{\text{Verdrängungsströmung}} \quad (2.17)$$

Da sich die Welle nur in Umfangsrichtung relativ zum Lager bewegt, ist der Couette-Term nur in x-Richtung nötig. Der Verdrängungsterm beschreibt die Verdrängungsströmung,

welche durch eine radiale Bewegung der Welle relativ zum Lager hervorgerufen wird. Für den stationären Fall ist dieser Term 0.

Die Flussfaktorenmethode wurde bereits mehrfach verifiziert und kann daher als Stand der Technik angesehen werden. [53, 54, 67] haben die Rauheiten auf der Makroskala aufgelöst und die RDGL mit und ohne Flussfaktoren erfolgreich miteinander verifiziert. [186] validiert die Flussfaktorenmethode mit Strömungsmessungen an rauen Oberflächen. [4, 202] verifizierten die Flussfaktorenmethode über die lattice Boltzmann Methode für einen Schmierspalt mit rauen Oberflächen. Sobald tiefe Furchen und hohe Gleitgeschwindigkeiten vorliegen, sind die Annahmen der RDGL in Spalthöhenrichtung ungültig und es muss die NS-Gleichung gelöst werden [183]. [105] zeigt Mischreibungssimulationen, in welchen nicht die RDGL sondern die vollständigen Navier-Stokes-Gleichungen mittels CFD gelöst werden. Eine Verifizierung für kleine Spaltweiten von RDGL und CFD liefert beispielsweise [157].

Kavitation tritt in Fluiden auf, sobald der Dampfdruck unterschritten wird, da Fluide keine nennenswerten Zugkräfte aufnehmen können. Ein Teil des Fluides geht aus oder schlägt in die Dampfphase um. Im Gleitlager tritt im divergierenden Spalt Kavitation als mehrphasige Strömung auf [220]. Es liegen Fluid- und Gasphase streifenförmig nebeneinander vor. Kavitationsmodelle können nach masseerhaltenden und nicht-masseerhaltenden Modellen unterschieden werden. Das in dieser Arbeit verwendete Kavitationsmodell basiert auf der verbreiteten JFO-Kavitationstheorie nach JACOBSSON, FLOBERG UND OLSSON [115, 160] und ist masseerhaltend. Die numerische Umsetzung erfolgt nach [60], dabei wird nicht die Mehrphasenströmung aufgelöst, sondern eine Mischdichte für dieses Gebiet eingeführt. Die Reynoldsgleichung wird umgeschrieben und nach der Mischdichte - auch als Spaltfüllungsgrad genannt - gelöst. Ein Anwendungsbeispiel für ein Radialgleitlager ist in [147] und ein Überblick über gängige Kavitationsmodelle in [14] zu finden.

### Berechnung elastischer Verformungen

Der hydrodynamische Druckaufbau erzeugt Kräfte auf die angrenzenden Bauteile. Diese führen zu Verformungen, welche die Spaltweite und somit wiederum den hydrodynamischen Druckaufbau beeinflussen. Diese Effekte führen zu qualitativ unterschiedlichen Ergebnissen und müssen berücksichtigt werden [25]. Es muss somit eine iterative Kopplung zwischen der RDGL und den elastischen Verformungen modelliert werden.

Die Verformungen von Welle und Lager können über Halbraummethode (Gl. 2.13) oder über FEM-Formulierungen (Gl. 2.14) berechnet werden. In dieser Arbeit wird ein FEM-Ansatz verwendet. Dafür wird das volle Bauteil, in welchem sich das Lager befindet, mit der FEM diskretisiert. Anschließend wird die volle Steifigkeitsmatrix  $\mathbf{K}$  erstellt und auf die Lager- bzw. Wellenknoten reduziert. Für den stationären Fall eignet sich die exakte, statische Kondensation nach GUYAN [94]. Dafür wird das Gebiet in Master  $m$  und Slave  $s$  DOF zerlegt:

$$\underbrace{\begin{bmatrix} \mathbf{K}_{mm} & \mathbf{K}_{ms} \\ \mathbf{K}_{sm} & \mathbf{K}_{ss} \end{bmatrix}}_{\mathbf{K}} \underbrace{\begin{bmatrix} \mathbf{u}_m \\ \mathbf{u}_s \end{bmatrix}}_{\mathbf{u}} = \underbrace{\begin{bmatrix} \mathbf{f}_m \\ \mathbf{f}_s \end{bmatrix}}_{\mathbf{f}} \quad (2.18)$$

Die Informationen der Slave DOF werden auf die Master DOF kondensiert und dadurch gelöscht. Dafür wird die zweite Zeile des Gleichungssystems 2.18 nach  $\mathbf{u}_s$  umgestellt und in die erste Zeile eingesetzt. Unter der Annahme, dass die Slave DOF anregungsfrei sind ( $\mathbf{f}_s = 0$ ), ergibt sich:

$$\underbrace{\begin{bmatrix} \mathbf{K}_{mm} - \mathbf{K}_{ms} \mathbf{K}_{ss}^{-1} \mathbf{K}_{sm} \end{bmatrix}}_{\mathbf{K}_{red}} \begin{bmatrix} \mathbf{u}_m \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \mathbf{f}_m \end{bmatrix} \quad (2.19)$$

Das neue reduzierte System besitzt nur noch Master DOF. Die Reduktion ist mit Rechenaufwand verbunden, besonders da die Inverse von  $\mathbf{K}_{ss}$  gebildet werden muss. Sobald das System mehrfach gelöst wird, lässt sich über dieses einfache Reduktionsverfahren Rechenzeit einsparen. Einen allgemeinen Überblick über FEM-Reduktionsverfahren sind in [7, 176] und speziell für FEM-basierte EHD-Probleme in [97] zu finden.

### Temperaturberechnung

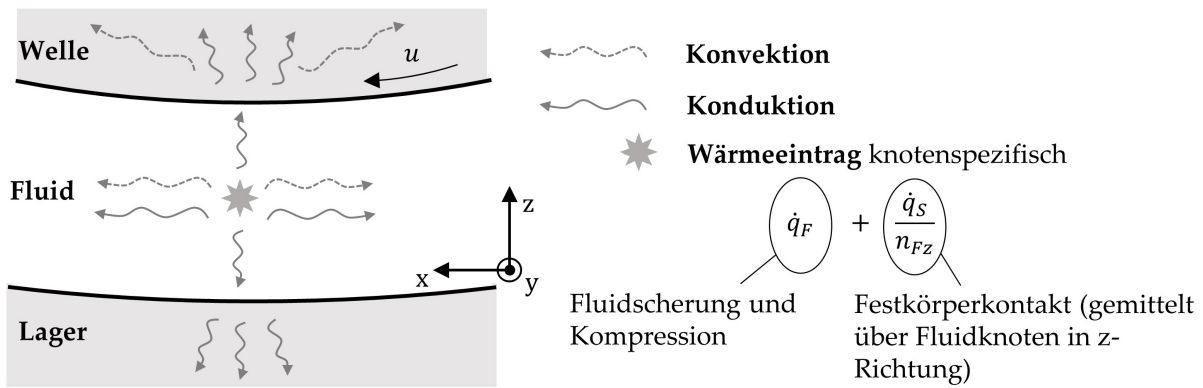
Die Temperatur beeinflusst zum einen die Viskosität des Fluides und führt außerdem zu thermischen Deformationen. Dadurch wird der hydrodynamische Druckaufbau stark beeinflusst. Neben einer reinen Fluid-Struktur-Kopplung muss also ein thermo-elasto-hydrodynamisches (TEHD) Problem gelöst werden. Die Temperatur im Fluid und im Festkörper wird durch die Lösung der Energiegleichung (= Wärmebilanzierung) bestimmt. Im Tribosystem Gleitlager sind folgende Wärmequellen denkbar:

- Fluidscherung: Innere Fluidreibung wird in Wärme dissipiert.
- Fluidkompression: Äußere Arbeit an einem „Fluidelement“ erzeugt reversible Wärmezufuhr- oder Wärmeabfuhr (Kompression oder Expansion).
- Festkörperreibung: Festkörperreibung wird in Wärme dissipiert.

Mögliche Wärmetransportmechanismen sind:

- Konvektion Fluid: Wärmetransport durch Fluidbewegung.
- Konduktion Fluid: Wärmetransport durch thermische Leitung (=Wärmeleitung oder Diffusion).
- „Konvektion“ Welle: Wärmetransport durch Drehung der Welle. Da keine Starrkörperbewegung in dieser Arbeit simuliert wird, wird der Wärmetransport der drehenden Welle über einen Massefluss modelliert.
- Konduktion Welle und Lager: Wärmeleitung der Festkörper.

Es werden Wärmestrahlung sowie chemische Reaktionen vernachlässigt. **Abbildung 2.13** illustriert die genannten Wärmetransportprozesse in dem System Gleitlager.



**Abbildung 2.13:** Wärmetransportprozesse im Schmierpalt eines Gleitlagers. Wärmequelle durch Festkörperreibung wird auf Fluidknoten gemittelt.

Die Energiegleichungen von Fluid und Festkörper werden in getrennten Systemen behandelt, welche iterativ für den Wärmeübergang gekoppelt werden. Die Energiegleichung für das Fluid lautet:

$$\underbrace{\rho_F c_{p,F} \frac{DT}{Dt}}_{\text{Konvektion}} = \underbrace{\text{div}(\lambda_F \text{grad } T)}_{\text{Konduktion}} + \underbrace{\beta_{T,F} T \frac{Dp_F}{Dt}}_{\text{Kompression}} + \underbrace{\Phi_F}_{\text{Dissipation}} \quad (2.20)$$

Die Temperatur  $T$  ist die Lösungsfunktion. Durch die Annahme von Isotropie sind die Stoffgrößen skalar. Die Konvektion wird über Geschwindigkeiten sowie über die Dichte  $\rho_F$  und die spezifische Wärmekapazität  $c_{p,F}$  beschrieben. Die Konduktion im Fluid wird in alle Raumrichtungen auf Basis des vorherrschenden Temperaturunterschiedes und der Wärmeleitfähigkeit  $\lambda_F$  beschrieben. Dabei wird für kleine Spalte die Konduktion in Spalthöhenkoordinate (=  $z$ -Richtung) vernachlässigt. Der Wärmeausdehnungskoeffizient  $\beta_{T,F}$  beschreibt zusammen mit der äußeren Arbeit die Wärmezufuhr für die Kompression bzw. Expansion des Fluides. Der Dissipationsterm besteht aus Dissipation durch Fluidscherung sowie Dissipation durch Festkörperreibung. Für die Fluidscherung wird erneut die  $z$ -Richtung für kleine Spaltweiten vernachlässigt:

$$\Phi_F = \underbrace{\left( \tau_{xy} \frac{\partial u}{\partial z} + \tau_{xy} \frac{\partial u}{\partial z} \right)}_{\text{Fluidscherung}} + \underbrace{\frac{F_{fs} u}{\Omega n_{Fz}}}_{\dot{q}_{savg} : \text{gemittelte Festkörperreibung}} \quad (2.21)$$

Dabei ist  $F_{fs}$  die Festkörperreibungskraft bezogen auf die spezifische Fläche  $\Omega$ . Da makroskopisch trotz Festkörperkontakt die mittlere Spaltweite  $h$  nie 0 wird, kontaktieren die Festkörper nicht und es herrscht in der Simulation makroskopisch immer ein trennender Fluidfilm zwischen Welle und Lager. Dies erschwert die direkte Wärmeleitung zwischen den Körpern. Um eine korrekte Wärmeaufteilung in wenigen Iterationen zu gewährleisten, wird die Festkörperreiarbeit  $\dot{q}_s$  auf die Fluidknoten in Spalthöhenrichtung gemittelt aufgegeben. Die Mittelung erfolgt über die Anzahl der Fluidknoten in Spalthöhenrichtung  $n_{Fz}$ . Dadurch wird keine Wärmeaufteilungszahl in die Festkörper, wie in [211], benötigt. Die Wärme teilt sich entsprechend der Temperaturunterschiede zwischen Wel-

le, Lager und Fluid auf. Es ist üblicherweise bei Festkörpern nicht von „Konvektion“ die Rede. Dennoch wird diese Konvention hier eingeführt, da in der Makrosimulation keine Starrkörperbewegungen modelliert werden. Die Drehung der Welle wird über einen internen Massenfluss beschrieben. Die Wärmebilanzierungsgleichung für den Festkörper lautet nach [112]:

$$\underbrace{\rho_{sc,p,s} \frac{DT}{Dt}}_{\text{Konvektion}} = \underbrace{\text{div}(\lambda_s \text{grad } T)}_{\text{Konduktion}} + \underbrace{\Phi_s}_{\text{Dissipation}} \quad (2.22)$$

Da keine inneren Wärmeleistungen vorliegen und die Reibleistung auf die Fluidknoten aufgebracht wird, entfällt für das vorliegende System der Dissipationsterm des Festkörpers. Die diskretisierte Wärmeleitungsgleichung ergibt sich zu [123]:

$$\underbrace{\mathbf{C}_T \dot{\mathbf{T}}}_{\text{transienter Anteil}} - \underbrace{\mathbf{K}_T \mathbf{T}}_{\text{stationärer Anteil}} = \mathbf{Q} \quad (2.23)$$

Für den stationären Fall entfällt zusätzlich der transiente Term. Es bleibt  $\mathbf{K}_T$  als thermische Leitfähigkeitsmatrix (= Wärmeleitungsmatrix),  $\mathbf{Q}$  für Wärmeströme sowie  $\mathbf{T}$  für die zu lösende Temperatur an jedem Knoten. Mit diesem Gleichungssystem lassen sich auch stationäre, nichtlineare Effekte abbilden. Ein Beispiel ist ein konstanter Massenfluss, welcher auch stationäre Bewegungen von Festkörpern im Hinblick auf Energiebilanzierung beschreiben kann. Der stationäre Wärmetransport durch Wärmeleitung sowie der stationäre Wärmetransport durch einen rotationssymmetrischen Massenstrom (= Drehung der Welle) wird in  $\mathbf{K}_T$  summiert. Für den Fall einer konstanten Drehzahl der Welle, lässt sich sowohl für das Lager als auch für die Welle ein identisches, lineares System aufstellen:

$$\underbrace{\mathbf{K}_T \mathbf{T}}_{\text{stationäre Konvektion + Konduktion}} = \mathbf{Q} \quad (2.24)$$

Das thermische Leitfähigkeitsproblem Gl. 2.24 besitzt die gleiche Struktur wie das elastische Strukturproblem Gl. 2.14. Dadurch kann  $\mathbf{K}_T$  analog zu Gl. 2.19 in Master- und Slave-Knoten unterteilt und statisch kondensiert werden. Der Wärmetransport durch Drehung der Welle kann alternativ über Gl. 2.23 und die Newton'schen Bewegungsgleichungen für die Körper beschrieben werden. Man spricht von einem Mehrkörpersystem (MKS). Beispielhaft ist dieser Ansatz für ein Gleitlager in [114] gezeigt.

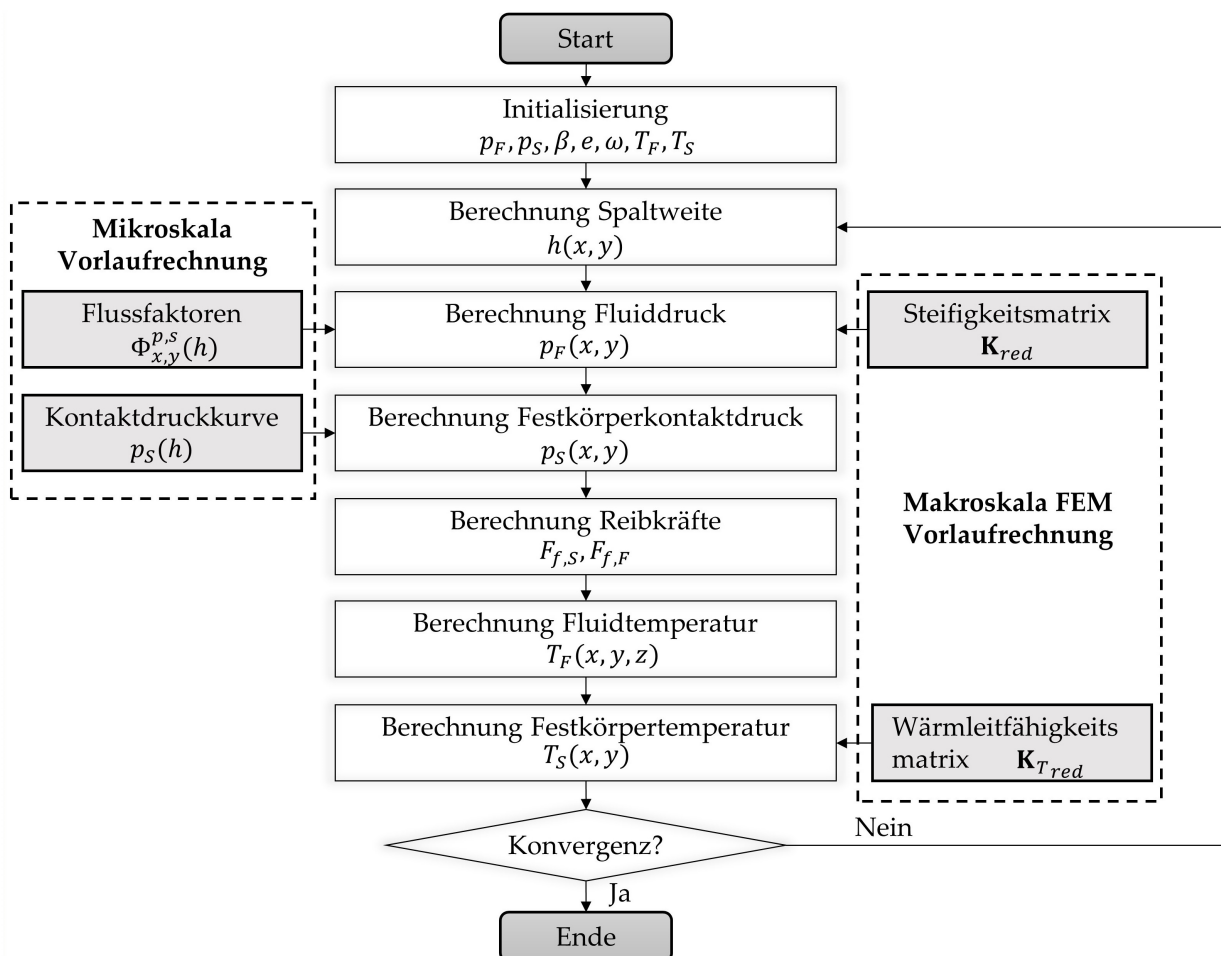
Die thermische Dehnung kann über eine Einstufen- oder Zweistufenlösung realisiert werden. In der Zweistufenlösung wird zuerst über die Temperatur eine Dehnung und anschließend eine mechanische Spannung berechnet. Für die Einschriftlösung sind Multiphysik-Elemente nötig, welche direkt  $\mathbf{K}$  und  $\mathbf{K}_T$  in einer Matrix kombinieren [123]. In dieser Arbeit findet die Zweistufenlösung Anwendung.

Es sind unterschiedliche Kopplungsstrategien zwischen der diskretisierten RDGL (= Fluidbeschreibung), der diskretisierten Energiegleichung (= Temperaturbeschreibung Fluid), der reduzierten Steifigkeitsmatrix (= Verformungsbeschreibung) sowie der reduzierten Wärmeleitfähigkeitsmatrix (= Temperaturbeschreibung Festkörper) denkbar. Ein monolithisches System assembliert die verschiedenen Größen in einer Matrix und löst diese. Ein rein iteratives System löst jedes Problem für sich und übergibt bestimmte

Kopplungsgrößen an das jeweilige Nachbarsystem. Zwischen monolithisch und rein iterativer Lösung existieren beliebige Kombinationen. Monolithische Systeme konvergieren in weniger Iterationen zur gesuchten Lösung, wobei der Rechenaufwand einer Iteration größer ist als bei rein iterativen Systemen. Für sehr große und komplexe Systeme, sind iterative Lösungen zu bevorzugen, da die monolithische Matrix sehr groß wird. [95] zeigt einen Überblick verschiedener Kopplungsstrategien für TEHD Probleme. In dieser Arbeit wird eine rein iterative Kopplungsstrategie genutzt.

### Reibkraftberechnung

Die Berechnung der Reibkraft erfolgt auf Basis der beschriebenen Gleichungen des vorherigen Kapitels. Deren Ablauf ist im Struktogramm in **Abbildung 2.14** dargestellt. Nachdem Lagergrößen und Betriebsparameter definiert werden, initialisiert das Programm alle gesuchten Größen. Anschließend wird der Schmierfilm berechnet. Mit dieser Spaltverteilung wird die RDGL mit Flussfaktoren gelöst und die Fluiddruckverteilung bestimmt. Auf Basis der Kontaktdruckkurve wird die Festkörperdruckverteilung gelöst. Die Deformationen werden über die reduzierte Steifigkeitsmatrix ermittelt. Gemäß ihrer Traganteile von Fluid und Festkörper wird deren Reibkraft bzw. Reibleistung bestimmt.



**Abbildung 2.14:** Struktogramm der Reibkraftberechnung. Ausgangssituation ohne Modellerweiterungen dieser Arbeit.

Auf Basis der Reibleistung wird die Energiegleichung im Fluid und in den Festkörpern gelöst und die Temperatur bestimmt. Dieser Ablauf wird iterativ gelöst, bis die zu lösenden Variablen konvergieren. Die Reibkraft wird analog zum Prüfstand über das Reibmoment definiert und in einen Fluid- und einen Festkörperanteil aufgeteilt. Zur Bestimmung der Fluidreibung  $F_{f_F}$  wird die Schubspannung  $\tau(x, y)$  über das Rechengebiet aufsummiert. Analog dazu wird für die Ermittlung der Festkörperreibung  $F_{f_S}$  der lokale Festkörperdruck  $p_S(x, y)$  mit der Festkörperreibungszahl  $f_S$  über das Rechengebiet integriert:

$$F_f = \frac{M_f}{\frac{1}{2}D} = F_{f_S} + F_{f_F} = f_S \int_{\Omega} p_S(x, y) d\Omega + \int_{\Omega} \tau(x, y) d\Omega \quad (2.25)$$

Die Festkörperreibungszahl wird experimentell für sehr kleine Drehzahlen mit benetzten Oberflächen (= Grenzreibung) bestimmt. Es wird die Annahme getroffen, dass  $f_S$  konstant über Drehzahl, Temperatur und Flächenpressung ist.

## 2.4 Digitale Bildverarbeitung

Die nötigen Modellerweiterungen auf der Mikroskala in Kapitel 4.2 nutzen mehrere Verfahren der digitalen Bildverarbeitung zur Rekonstruktion heterogener PEEKCF30-Oberflächen. Dieses Kapitel stellt eine kurze Einführung in die nötigen Grundlagen der digitalen Bildverarbeitung dar.

Ein Bild stellt eine flächenhafte Bestrahlungsstärke dar. Mathematisch entspricht dies zweier räumlich stetigen Variablen. Computer zerlegen kontinuierliche Felder in diskrete Werte. Digitale Bilder werden somit in zweidimensionale Punktefelder zerlegt. Ein Punktefeld wird 2D als picture element - kurz: Pixel - und 3D als volume element - kurz: Voxel - bezeichnet. Ein Pixel repräsentiert die mittlere Bestrahlungsstärke der Fläche, welche er repräsentiert. Zur Beschreibung des Punktefeldes hat sich die Matrixschreibweise etabliert [113]. Die einfachste Form einer Bilddarstellung ist ein Graustufenbild. Hierbei entspricht jeder  $m, n$  Matrixeintrag dem zugehörigen Pixelgrauwert. Für Farbdarstellungen existieren verschiedene Farbräume. Der Rot-Grün-Blau Farbraum (RGB Farbraum) ist an die drei verschiedenen Rezeptoren im menschlichen Auge angelehnt [87]. Dabei wird jede Farbe als einzelne Matrix analog zu den Graustufenwerten behandelt. Diese drei Farben addiert (= gemischt), ergeben den gewünschten Farbpixel. Es existieren weitere Farbräume, welche ineinander überführbar sind [113].

## Segmentierung

Segmentierungsverfahren haben als Ziel das Bild auf Basis bestimmter Merkmale zu zerlegen (= segmentieren). Elementare Segmentierungsverfahren basieren auf lokalen Eigenschaften. Die einfachste Methode ist eine Segmentierung auf Basis von Grauwerten. Dabei wird ein Schwellwert definiert, auf dessen Basis die Grauwerte segmentiert werden. Da sich Objekte über die Bildgröße in der Regel dynamisch verändern (z.B.: Beleuchtungsverhältnisse), ist es in realen Bildern oft nicht möglich einen globalen Schwellwert für eine Segmentierung aller Objekte zu erhalten. In der Praxis werden diese Bilder vorverarbeitet, um einen homogenen Hintergrund zu erhalten, welcher anschließend eine pixelbasierte Segmentierung auf Basis von globalen Schwellgrauwerten erlaubt. Alternativ können auch regionale Schwellwerte eingesetzt werden [113].

Neben der Segmentierung auf Basis eines direkten Grauwertvergleiches existieren Methoden zur Kantendetektion, welche auf einer Differentiation des Bildes basieren. Die Kantendetektion besteht zum einen aus der Kantenpunktdetektierung sowie der Kantenverfolgung. Die Kantenpunktdetektierung erfolgt auf Basis der ersten, zweiten oder einer Kombination aus beiden Ableitungen in jede Raumrichtung (vertikal und horizontal). Auch bei der Kantendetektion wird ein Schwellwert für den Gradienten angegeben, ab welchem eine Kante vorliegt. Einen Überblick über Segmentierungsalgorithmen bietet [219]. Speziell für das Programm MATLAB, wie es in dieser Arbeit verwendet wird, sind diese in [88] zu finden.

## Projektive Transformation - Homographie

Geometrische Räume zeichnen sich durch ihre Art der möglichen Transformationen aus. Für den 2D Fall sind verschiedene lineare Abbildungen von  $\mathbb{R}^2$  in  $\mathbb{R}^2$  denkbar. **Tabelle 2.2** zeigt die möglichen Räume für den 2D Fall, illustriert mit einem Transformationsbeispiel. Der einfachste, geometrische Raum ist der euklidische Raum, in welchem Rotationen und Translationen erlaubt sind (= 3 DOF). Die Modellvorstellung entspricht einem Objekt, welches verschoben und gedreht werden kann. Eine Erweiterung bildet der metrische Raum, welcher zusätzlich eine isotrope Skalierung beinhaltet (= 4 DOF). Das Objekt kann alle Kantenlängen im gleichen Maß verändern. Die Winkel bleiben somit erhalten. Im affinen Raum ist zusätzlich eine Scherung möglich (= 6 DOF), dadurch erhalten sich Parallelitäten, jedoch kann aus einem Quadrat ein Parallelogramm werden. Schließlich gehen im projektivem Raum auch Parallelitäten verloren (= 8 DOF). Hierfür ist die Einführung homogener Koordinaten nötig.

Die kartesischen Koordinaten werden um eine Komponente erweitert. Es wird der 2D Fall betrachtet:

$$\underbrace{\mathbf{x} = \begin{pmatrix} x \\ y \end{pmatrix}}_{\text{Kartesische Koordinaten}} \Rightarrow \mathbf{x} = \lambda \underbrace{\begin{pmatrix} x \\ y \\ 1 \end{pmatrix}}_{\text{Homogene Koordinaten}} = \begin{pmatrix} u \\ v \\ w \end{pmatrix} \quad (2.26)$$

Der beschriebene Punkt  $\mathbf{x}$  ist unabhängig von der Skalierung  $\lambda$  bzw. der homogenen Koordinate  $w$ , da er über  $x = u/w$  bzw.  $y = v/w$  zurückberechnet werden kann.



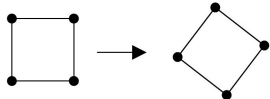

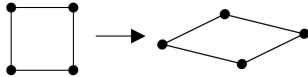
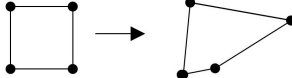
Durch die Einführung der homogenen Koordinate lassen sich höherdimensionale Matrixoperationen in einem Schritt ausführen und sind nicht auf Zwischenergebnisse angewiesen. Es werden alle Operationen, wie Translation, Rotation, arbiträre Skalierung und arbiträre Scherung in einem Schritt durchgeführt (vgl. **Tabelle 2.2**). Ausformuliert gilt für den 2D Fall:

$$\mathbf{x}'_i = \mathbf{H}\mathbf{x}_i \quad \text{oder} \quad \lambda \begin{pmatrix} x' \\ y' \\ 1 \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} H_{11} & H_{12} & H_{13} \\ H_{21} & H_{22} & H_{23} \\ H_{31} & H_{32} & H_{33} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} x \\ y \\ 1 \end{pmatrix} \quad (2.27)$$

Eine projektive Transformation auf Basis homogener Koordinaten bezeichnet man als Homographie. Ausführliche Grundlagen sind in [101] zu finden.

Eine Anwendungsmöglichkeit der Homographie ist eine Bildtransformation, wie sie in dieser Arbeit verwendet wird. Es liegt das gleiche Objekt in zwei verschiedenen Bildern  $\mathbf{x}'$  und  $\mathbf{x}$  vor. Ziel ist die projektive Transformationen von  $\mathbf{x}$  auf  $\mathbf{x}'$ . Dadurch muss die Transformationsmatrix  $\mathbf{H}$  bestimmt werden. Dies geschieht, indem mindestens 4 identische Punkte (8 Randbedingungen) in beiden Bildern bestimmt werden, welche nicht kollinear sind. Durch insgesamt 8 Punkte (4 Punkte pro Bild) kann ein lineares Gleichungssystem (LGS) nach Gl. 2.27 aufgestellt und  $\mathbf{H}$  bestimmt werden, indem  $H_{33} = 1$  gesetzt wird. Eine effiziente Lösung des LGS basiert auf einer Singulärwertzerlegung [181].

**Tabelle 2.2:** Geometrische Räume für den 2D Fall.  $\mathbf{R}$  ist eine 2D-Rotationsmatrix;  $\mathbf{t}$  ist ein 2D-Verschiebungsvektor;  $\mathbf{A}$  ist eine 2x2 Matrix;  $\mathbf{v}$  ist ein 2x1 Vektor;  $\lambda$  und  $\nu$  sind Skalare [173].

Raum	Anzahl DOF	Transformations- matrix	Beispiel
Euklidisch	3	$\begin{bmatrix} \mathbf{R} & \mathbf{t} \\ \mathbf{0}^T & 1 \end{bmatrix}$	
Metrisch	4	$\begin{bmatrix} \lambda \mathbf{R} & \mathbf{t} \\ \mathbf{0}^T & 1 \end{bmatrix}$	
Affin	6	$\begin{bmatrix} \mathbf{A} & \mathbf{t} \\ \mathbf{0}^T & 1 \end{bmatrix}$	
Projektiv	8	$\begin{bmatrix} \mathbf{A} & \mathbf{t} \\ \mathbf{v}^T & \nu \end{bmatrix}$	

### 3 Materialanalyse

Für diese Arbeit wurden verschiedene Materialprüfungen eingesetzt. Zuerst werden die mechanischen Eigenschaften von PEEK und PEEKCF30 aus Zug- und Eindringversuchen dargestellt. Anschließend wird die Faserorientierung mittels Computertomographie bestimmt und auf dieser Basis indirekt die mechanischen Eigenschaften berechnet.

#### 3.1 Direkte Bestimmung der mechanischen Eigenschaften

Dieses Kapitel stellt die Prüfungen zur Analyse der mechanischen Eigenschaften dar, um die nötigen Materialeigenschaften für die Simulation zu bestimmen. In der folgenden **Tabelle 3.1** sind die für diese Arbeit relevanten Materialeigenschaften von PEEKCF30 und seiner Komponenten zusammengefasst.

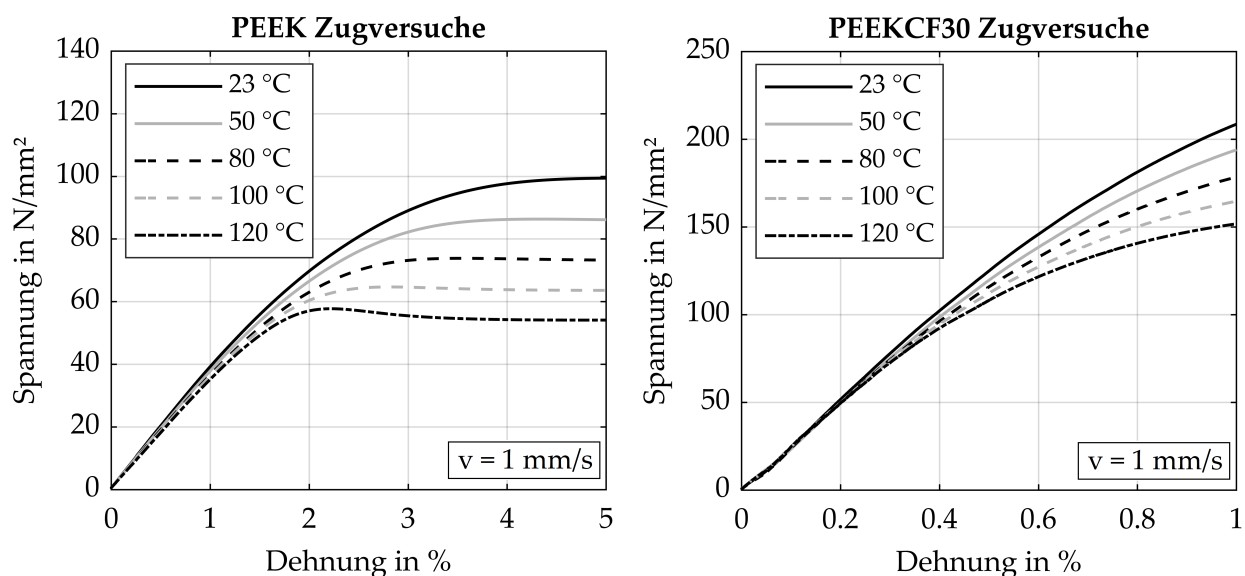
**Tabelle 3.1:** Zusammenfassung der relevanten Materialeigenschaften von PEEKCF30 und seiner Bestandteile, basierend auf [229, 230]. Die Steifigkeiten von PEEK und PEEKCF30 basieren auf eigenen Messungen bei 23 °C.

Eigenschaft	CF	PEEK	PEEKCF30
E-Modul longitudinal $E_{\parallel}$	230000 N/mm <sup>2</sup>	3920 N/mm <sup>2</sup>	27400 N/mm <sup>2</sup> (anisotrop)
E-Modul transversal $E_{\perp}$	15000 - 18000 N/mm <sup>2</sup>		
Dichte $\rho$	1.7 g/cm <sup>3</sup>	1.3 g/cm <sup>3</sup>	1.4 g/cm <sup>3</sup>
Mittlere thermische Leitfähigkeit $\lambda_t$	9.37 W/(m*K)	0.29 W/(m*K)	0.95 W/(m*K) (isotrop)
Mittlere thermische Ausdehnung $\beta_T$	-0.38 10 <sup>-6</sup> /K	55 10 <sup>-6</sup> /K	40 10 <sup>-6</sup> /K (isotrop)
Massenanteil CF	100 %	0 %	30 %
Glasübergangstemperatur $T_g$	-	143 °C	143 °C
Kristallitschmelztemperatur $T_m$	-	343 °C	343 °C
Mittlerer CF-Durchmesser $d_{Fi}$	7 µm	-	-
Mittlere CF-Länge $L_{Fi}$	90 µm	-	-

Die Daten basieren auf Datenblättern der Werkstoffe sowie auf sinnvollen Annahmen bzgl. der verwendeten Kohlenstofffaser (vgl. Kapitel 2.1.1). Die thermischen sind wie die mechanischen Eigenschaften von der Faserausrichtung abhängig, welche sich örtlich ändern kann. Die thermischen Eigenschaften von PEEKCF30 wurden für diese Arbeit nicht experimentell ermittelt. Aus diesem Grund werden für die thermischen Eigenschaften die „mittleren“ Werte aus dem Datenblatt nach **Tabelle 3.1** bei 23 °C verwendet. Eine Übersicht über gängige Prüfungen an Kunststoffen findet sich in [90].

### Zugversuche

Es wurden Prüfstäbe nach Typ 1A aus PEEKCF30 und PEEK nach DIN EN ISO 527 [47] hergestellt und bei 20 °C, 50 °C, 80 °C, 100 °C und 120 °C und 1 mm/s geprüft. Durch die Spritzgussverarbeitung der Normprüfstäbe ist die Faserausrichtung hochgradig anisotrop. Die Fasern sind stark in Prüfrichtung ausgerichtet. Für jede Temperatur wurde der Versuch an fünf Prüfstäben durchgeführt. Dadurch kann die Streckgrenze bzw. Zugfestigkeit sowie der E-Modul über die Temperatur bestimmt werden. Die Ergebnisse der Zugversuche sind in **Abbildung 3.1** dargestellt. Beide Werkstoffe, PEEK und PEEKCF30, zeigen eine ausgeprägte Hookesche Gerade. Dadurch kann für PEEK bis ca. 1.5 % Dehnung sowie bis 120 °C ideal-elastisches Materialverhalten angenommen werden.



**Abbildung 3.1:** Zugversuche von PEEK und PEEKCF30 bei unterschiedlichen Prüftemperaturen nach DIN EN ISO 527 [47]. Jede Kurve stellt den Mittelwert aus fünf Zugversuchen dar.

Die zugehörigen E-Moduln sind in **Tabelle 3.2** dargestellt. PEEK zeigt eine ausgeprägte Streckgrenze. Für PEEKCF30 ist keine signifikante Streckgrenze erkennbar. Aus diesem Grund wird die Zugfestigkeit dargestellt. Der Zugmodul des Hochtemperaturthermoplasten PEEK nimmt von 23 °C bis 120 °C um lediglich 11 % ab.

Da keine Zugversuche bei 140 °C durchgeführt wurden, basiert der E-Modul auf einer Schätzung. Es liegt eine E-Modul-Kurve von PEEK450 bis zum Schmelzpunkt vor [76]. Die E-Modul-Kurve des verwendeten Victrex PEEK's wird bis 120 °C auf diese Kurve angepasst und so ein Wert für 140 °C ermittelt. Bis vor  $T_g = 143$  °C liegt der sprödere, energieelastische Zustand vor. Nach  $T_g$  findet der Wechsel in den weichen, entropieelastischen oder gummielastischen Zustand statt. Dieser Übergang ist fließend. Aus diesem Grund gibt es einen starken Abfall des E-Moduls von 120 °C auf 140 °C. Es ist das Ziel während aller Experimente und Simulationen, dass die lokale Temperatur zu keinem Zeitpunkt  $T_g$  überschreitet.

**Tabelle 3.2:** Zugmodul und Streckgrenze bzw. Zugfestigkeit von PEEK und PEEKCF30 auf Basis von **Abbildung 3.1**.

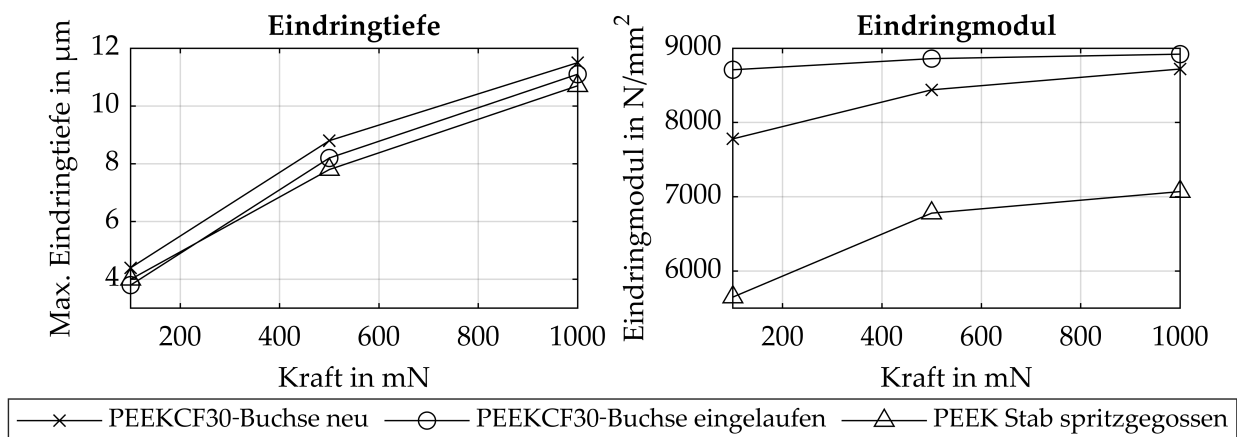
	23 °C	50 °C	80 °C	100 °C	120 °C	140 °C
<b>PEEK</b>						
Zugmodul in N/mm <sup>2</sup>	3920	3800	3700	3620	3500	2700
Streckgrenze in N/mm <sup>2</sup>	100	87	74	65	58	38
<b>PEEKCF30</b>						
Zugmodul in N/mm <sup>2</sup>	27400	25900	26100	25300	25100	19200
Zugfestigkeit in N/mm <sup>2</sup>	246	226	203	182	165	108

### Instrumentierte Eindringversuche - Mikrohärte

Zusätzlich werden instrumentierte Eindringversuche nach DIN EN ISO 14577 [46] durchgeführt. Durch die Eindringprüfung kann die Universal- oder Martenshärte bestimmt werden. Der Indentationsversuch ist kraftgeregelt. Bei einer Normalkraft < 2 N wird die Härte als Mikrohärte bezeichnet. Es liegt ein dreiachsiger Spannungszustand vor. Dadurch kann der Eindringmodul sowie die plastische Härte über die Eindringtiefe bestimmt werden. Da Eindringversuche für gewöhnlich stark streuen, wird der Mittelwert aus 45 Messungen gebildet. Zwischen den einzelnen Eindringversuchen wird ein Abstand von ca. 300 µm eingehalten, damit sich die Messstellen nicht gegenseitig beeinflussen. Für kleine Kräfte < 100 mN (= geringe Eindringtiefen) führt der Rauheitseinfluss bei den verwendeten Proben zu großen Streuungen, welche keine verlässlichen Aussagen erlauben. Aus diesem Grund werden erst Werte ab 100 mN dargestellt, welches einer maximalen Eindringtiefe von ca. 4 µm entspricht.

**Abbildung 3.2** zeigt die Ergebnisse der Mikrohärteprüfung einer neuen und eingelaufenen PEEKCF30-Lagerbuchse sowie eines spritzgegossenen A1 PEEK-Zugstabes nach DIN EN ISO 527 [47] bei 20 °C. Die Herstellung der PEEKCF30-Buchse ist in Kapitel 5.1 erläutert. Es wird auf der Lauffläche der Buchse geprüft. Die plastische Eindringhärte des PEEK Zugstabes beträgt ca. 200 - 300 N/mm<sup>2</sup> und ist somit um den Faktor 2 - 3 größer als die Streckgrenze aus Zugversuchen. Diese Werte decken sich mit den Literaturwerten für PEEK [76].

Die plastische Eindringhärte darf aufgrund ihrer Berechnung nicht direkt mit der Streckgrenze verglichen werden. Für die plastische Eindringhärte wird die max. Kraft durch die nominelle Fläche des verformten Abdruckes geteilt. Der dreiaxige Spannungszustand wird also auf eine einfache Flächenpressung reduziert. Dadurch ist diese Werkstoffgröße nicht als Fließ- bzw. Plastizitätsgrenze geeignet. Für die Simulation wird somit die Streckgrenze aus den Zugversuchen verwendet (siehe Kapitel 4.2.2). Da es sich bei der Eindringprüfung um einen dreiaxigen Spannungszustand handelt, sind die gewonnenen Eindringmodule nicht mit dem Zug-E-Modul (vgl. **Tabelle 3.2**) zu verwechseln (analog zu plastischer Eindringhärte und Streckgrenze). Dabei sind laut Norm beide Werte „vergleichbar“ [46]. Wie zu erwarten, besitzt PEEKCF30 durch die Kohlenstofffasern einen höheren Eindringmodul im Vergleich zu reinem PEEK. Auffällig ist, dass die eingelaufene Lagerschale höhere Eindringmodule im Vergleich zur unverschlissenen Lagerschale aufweist. Der Grund liegt in den Kohlenstofffasern, welche nach dem Verschleißprozess aus der Oberfläche herausstehen, während die umgebende PEEK-Matrix abgetragen wurde. Dies wird im Validierungskapitel 2.2.2 weiter erläutert. Zusätzlich zeigt das Ergebnis auch, dass die effektiven Eigenschaften heterogener Werkstoffe im oberflächennahen Bereich stark von der Rauheit abhängen. Dieser Umstand stellt ein weiteres Argument für die Notwendigkeit einer realen, heterogenen, rauen Mikrostruktur dar. Der Kristallinitätsanteil der PEEK-Matrix wurde nicht bestimmt.



**Abbildung 3.2:** Ergebnisse der Mikro- bzw. Martenshärte bei 20 °C nach DIN EN ISO 14577 [46] einer neuen und einer eingelaufenen PEEKCF30-Buchse sowie eines spritzgegossenen PEEK-Zugstabes bei drei unterschiedlichen Kräften (100 mN, 500 mN und 1000 mN). Jeder Messpunkt stellt den Mittelwert aus 45 Messungen dar.

In Vorarbeiten zu dieser Arbeit wurden Auslagerungstests im verwendeten Fluid mit anschließender Mikrohartprüfung durchgeführt [151]. Es zeigten sich geringe Elastizitätsabnahmen im oberflächennahen Bereich. Diese Ergebnisse decken sich mit [83]. Da erste geringfügige Abweichungen frühestens nach 3 Wochen Auslagerung im Fluid auftreten und die Prüfdauer am Gleitlagerprüfstand ca. 100 h beträgt, werden die Eigenschaften von PEEK bzw. PEEKCF30 als unabhängig vom Fluid angenommen.

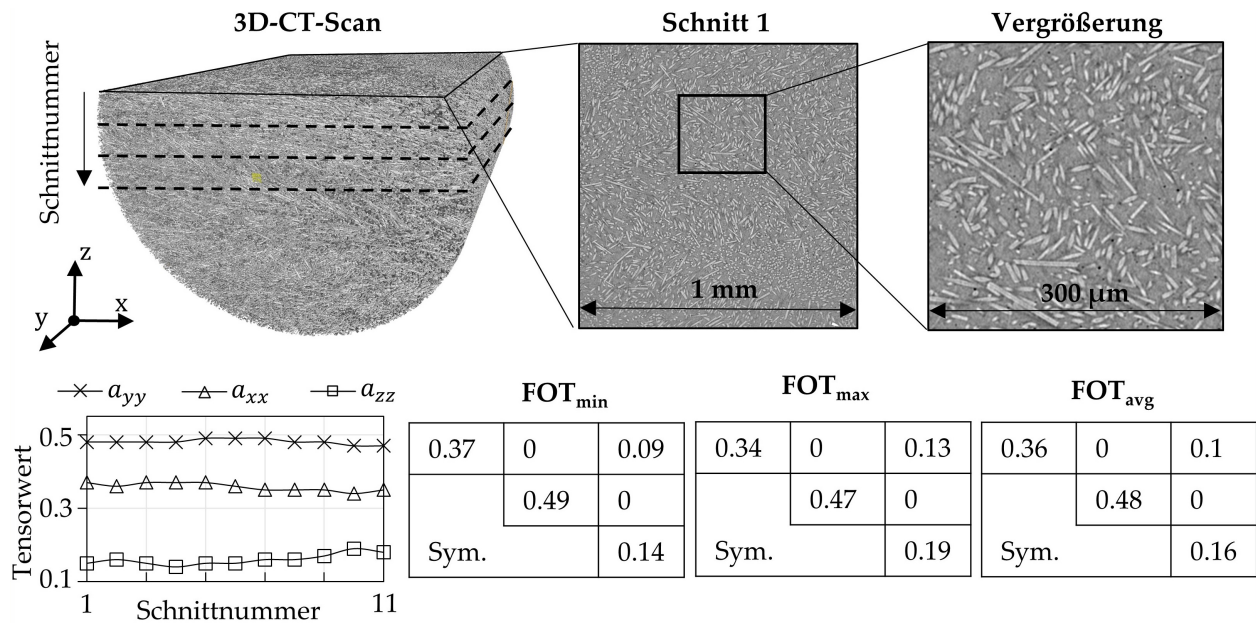
## 3.2 Bestimmung der Faserorientierung und resultierender Eigenschaften

Trotz der „Vergleichbarkeit“ [46] von Elastizitätsmodul und Eindringmodul zeigen die Werte aus Zugversuchen im Vergleich zu Indentationsversuchen hohe Diskrepanzen. Durch den Spritzgussprozess der Zugprüfkörper nach DIN EN ISO 527 [47] zeigen die Fasern eine Vorzugsrichtung in Prüfrichtung. Dadurch ist der effektive E-Modul in Prüfrichtung besonders hoch. Es wird die hohe Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Faserverteilung deutlich. Zur genaueren Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der PEEKCF30-Buchse wird zuerst die Faserverteilung der Buchse bestimmt. Anschließend werden über mean-field Methoden (vgl. Kapitel 2.1.2, MFH) die effektiven Eigenschaften berechnet. Die PEEKCF30-Kurven dienen dabei als Kalibrierhilfe.

### Computerthomographiescans und Bestimmung der Faserorientierung

Zur Analyse einer 3D-Faserverteilung im Bauteil sind Schliffe entlang der entsprechenden Achse nötig, um optisch für jeden Schliff die Faserverteilung auszuwerten [170]. Das Bauteil wird somit vollständig zerstört [64]. Alternativ kann Radiographie als nicht zerstörerische Prüfung eingesetzt werden. Röntgenstrahlen durchdringen das Bauteil und werden an einer bestimmten Ebene reflektiert. Über mehrere Ebenen entlang der gewünschten Achse kann das gesamte Bauteil gescannt und rekonstruiert werden. Sobald ein Computer für die Bildrekonstruktion eingesetzt wird, wird das Verfahren als Computertomographie (CT) bezeichnet. Zur Analyse der Faserorientierung sind Auflösungen im  $\mu\text{m}$ -Bereich nötig. Die CT in dieser Größenordnung wird als Mikro-CT bezeichnet. Einen Vergleich zwischen Schliffbildern und Mikro-CT zur Analyse der Faserverteilung findet sich in [23, 150]. Für diese Arbeit werden Mikro-CT-Scans an dem Gerät ZEISS XRADIA VERSA 520 durchgeführt. Ziel ist es die Faserverteilung der PEEKCF30-Buchse zu bestimmen. Es werden würfelförmige Proben der Kantenlänge von 2 mm aus der PEEKCF30-Buchse präpariert. Dieser Würfel wird mit einer Voxelauflösung (vgl. Kapitel 2.4) von  $1.36\ \mu\text{m}$  gescannt. Anschließend wird der FOT auf Basis von lokalen Voxelgrauwerten bestimmt. Es hat sich gezeigt, dass eine höhere Auflösung von  $0.68\ \mu\text{m}$  zu gleichen FOT führt.

Der Fasermassenanteil lässt sich über dieses Verfahren basierend auf Kontrasteinstellungen (proportional zur Faserdicke) nur bedingt genau bestimmen. Die Werte schwanken zwischen 26 und 29 Massen-%. Vom Hersteller wird ein Fasermassenanteil von 30 % angegeben. Die Bestimmung der Faserverteilung wird nicht durch die Faserdicke beeinflusst und ist mit weniger Unsicherheiten behaftet. **Abbildung 3.3** zeigt einen CT-Scan der PEEKCF30-Buchse. Die z-Richtung entspricht der radialen Richtung im Gleitlager. Die y-Richtung entspricht der axialen Richtung im Gleitlager und zugleich der Extrusionsrichtung des PEEKCF30-Halbzeuges, welches zur Herstellung der PEEKCF30-Buchsen verwendet wird. In z-Richtung wird an 11 Schnitten (Abstand von  $200\ \mu\text{m}$ ) der FOT bestimmt.



**Abbildung 3.3:** CT-Scan inklusive Auswertung. Es wird über 11 Schnitte in z-Richtung der FOT bestimmt. Der FOT zeigt geringe Streuungen.

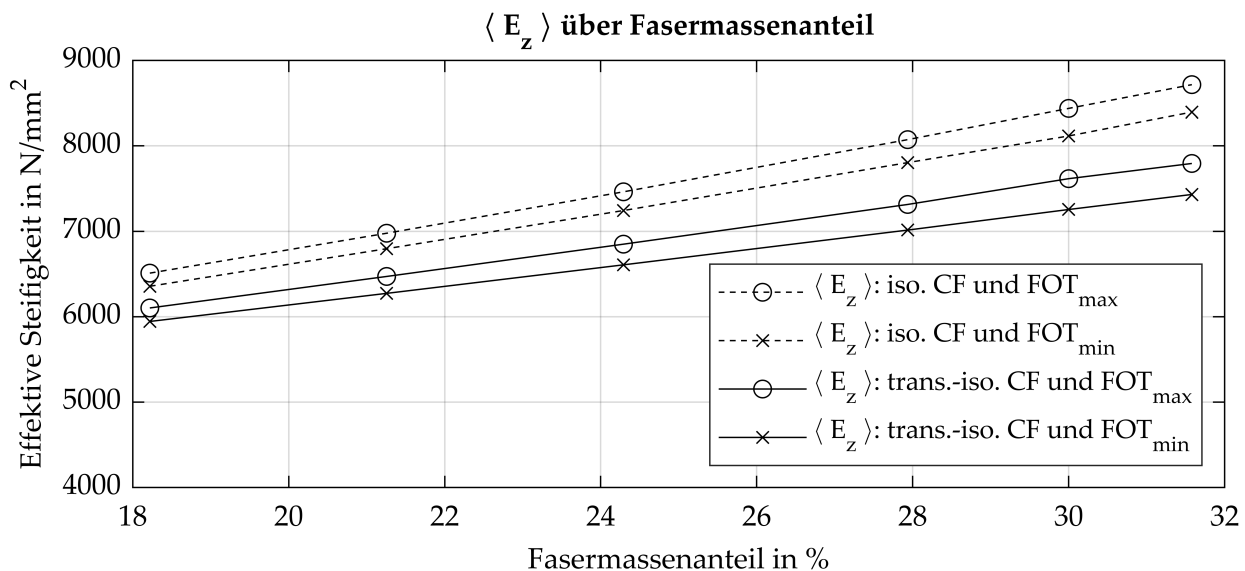
Die Faserverteilung ist homogen und zeigt geringe Streuungen. **Abbildung 3.3** zeigt den minimalen, maximalen und mittleren Faserorientierungstensor. Die min- und max-Werte sind auf die z-Richtung bezogen. Wie zu erwarten, zeigt die y-Richtung durch den Extrusionsprozess (Kapitel 5.1) die größte Ausrichtung der Fasern. Die relevante Richtung für die Kontaktsteifigkeit des Materials ist die z-Richtung (= radiale Richtung im Gleitlager). Sie zeigt die geringste Faserausrichtung. Dies ist vorteilhaft, da viele polymere Gleitschichten über das Spritzgussverfahren oder Heißkleben von polymerbasierten Folien erzeugt werden (Kapitel 2.2.3). In beiden Fällen richten sich die Fasern parallel zur Oberfläche aus. Dieser Umstand legitimiert das in dieser Arbeit verwendete Herstellungsverfahren der PEEKCF30-Buchsen, da ähnliche Faserverteilungen im oberflächennahen Bereich vorliegen. Ein Vergleich von mehreren würfelförmigen Ausschnitten aus der PEEKCF30-Buchse zeigen identische Faserverteilungen, da Rotationssymmetrie vorliegt. Dadurch gilt der dargestellte FOT für die gesamte PEEKCF30-Buchse.

### Berechnung effektiver Eigenschaften über MFH

Dieser Abschnitt stellt die Berechnung der effektiven, mechanischen Eigenschaften der PEEKCF30-Buchse auf Basis der ermittelten Faserverteilungen dar. Die hier verwendete MFH basiert auf der Mori-Tanaka-Methode [148], welche eine Erweiterung der ellipsoiden Eshelby-Einschlüsse [62] darstellt. Grundlagen sind in Kapitel 2.1.2 umrissen. Die Berechnungen werden mit dem Programm DIGMAT durchgeführt. Für die spätere Radialgleitlagerberechnung ist vor allem die radiale Steifigkeit der Buchse von Bedeutung. Diese Richtung entspricht, wie im vorherigen Abschnitt erwähnt, der z-Richtung des Mikro-CT-Scans. Aus diesem Grund wird der effektive E-Modul in z-Richtung  $\langle E_z \rangle$  analysiert. Dabei werden die C-Fasereigenschaften, die Faserorientierung, der Fasermassenanteil sowie die Temperatur variiert.

Die Modellierung der Faser und der Matrix basiert auf den Eigenschaften, welche in **Tabelle 3.1** und **Tabelle 3.2** dargestellt sind. Die Faserorientierungen  $FOT_{min}$  und  $FOT_{max}$  werden der Mikro-CT entnommen (vgl. **Abbildung 3.3**). Es wird ein Vergleich zwischen isotroper und transversal-isotroper Kohlenstofffaser vollzogen, wobei für isotrope Fasern in jede Raumrichtung der E-Modul von  $230000 \text{ N/mm}^2$  verwendet wird.

**Abbildung 3.4** zeigt  $\langle E_z \rangle$  über den Fasermassenanteil bei  $20^\circ\text{C}$ . Das Verhalten aller Kurven ist annähernd linear. Die isotropen Fasern sowie der  $FOT_{max}$  zeigen erwartungsgemäß die höhere Steifigkeit im Vergleich zu transversal-isotropen Fasern und  $FOT_{min}$ . Je höher der Faseranteil, desto ausgeprägter ist der Unterschied in der Steifigkeit zwischen  $FOT_{min}$  und  $FOT_{max}$ . Der Unterschied zwischen  $FOT_{min}$  und  $FOT_{max}$  im relevanten Bereich von 28 bis 30 Gew.-% beträgt für transversal-isotrope Fasern ca.  $300 \text{ N/mm}^2$  ( $< 10\%$ ).

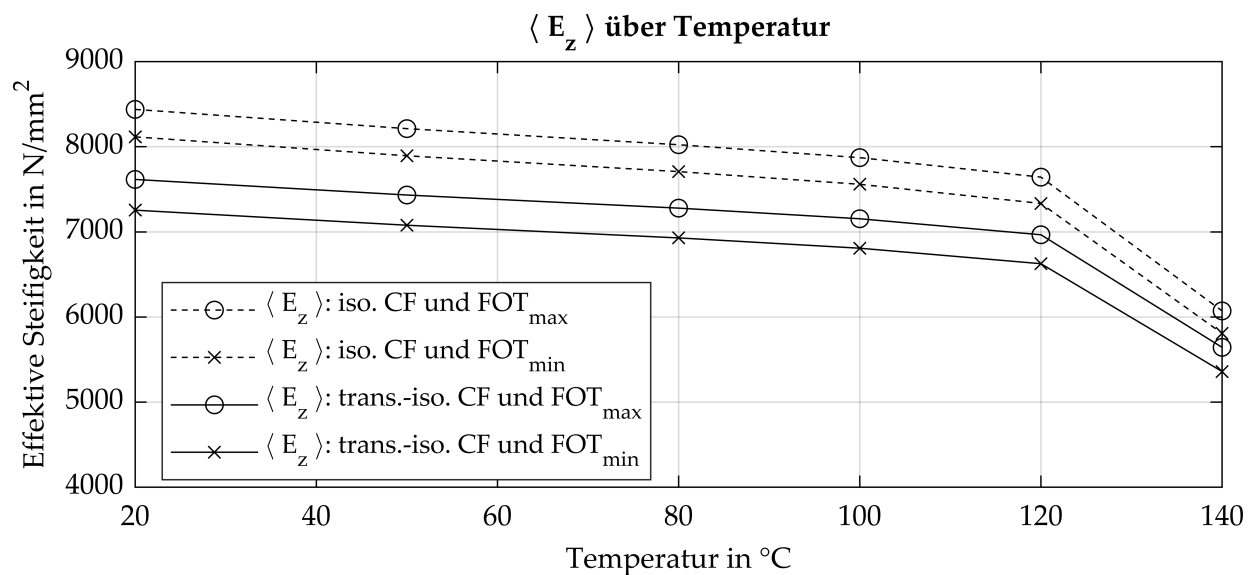


**Abbildung 3.4:** Berechnete, effektive Steifigkeit nach Mori-Tanaka [148] in z-Richtung bei  $20^\circ\text{C}$  für isotrope und transversal-isotrope Kohlenstofffasern. Werkstoffkennwerte der einzelnen Phasen basieren auf **Tabelle 3.1** und **Tabelle 3.2**. Die Faserorientierungstensoren basieren auf **Abbildung 3.3**.

**Abbildung 3.5** zeigt  $\langle E_z \rangle$  über der Temperatur für einen Fasermassenanteil von 30 %, welches dem vom Hersteller angegebenen Fasermassenanteil in PEEKCF30 entspricht. Die Temperatur wird ausschließlich durch eine verschiedene PEEK-Steifigkeit nach **Tabelle 3.2** modelliert. Die C-Fasereigenschaften werden in dem vorliegenden Temperaturbereich als isotherm angenommen. Die vertikale Reihenfolge der Kurven ist erwartungsgemäß analog zur vorherigen Abbildung. Zwischen 20 und  $120^\circ\text{C}$  zeigt sich wie in den Zugversuchen eine geringe Abnahme der Steifigkeit von ca. 8 % bzw.  $600 \text{ N/mm}^2$ . Es gibt einen starken Abfall von  $120^\circ\text{C}$  nach  $140^\circ\text{C}$ , da  $T_g = 143^\circ\text{C}$  beträgt (vgl. **Tabelle 3.1**). Mit zunehmender Temperatur sinkt entsprechend der E-Modul der Matrix und dominiert die effektive Steifigkeit der gesamten Mikrostruktur, dadurch verringert sich der vertikale Abstand der Kurven bei  $T = 140^\circ\text{C}$ .



Im Vergleich mit den Zugversuchen zeigen die Steifigkeitsberechnungen durch MFH ca. ein Drittel geringere Steifigkeiten. Wie oben bereits erwähnt, wird dieser Umstand mit der Faserausrichtung der Zugstäbe in Prüfrichtung begründet. Die effektiven Steifigkeiten der Mikrostruktur in x- und y- Richtung sind um 20 bis 40 % höher als in z-Richtung. Im Vergleich zu den Eindringmoduln der Mikrohärte liegt die gleiche Größenordnung vor. Wobei der Eindringmodul der Mikrohärte den höheren Wert aufweisen muss, da der Eindringmodul die Steifigkeit in x- und y-Richtung durch den dreiachsigen Spannungszustand berücksichtigt. Dadurch kann die Größenordnung der effektiven Steifigkeiten in z-Richtung der MFH durch die Mikrohärtemessung plausibilisiert werden.



**Abbildung 3.5:** Berechnete, effektive Steifigkeit in z-Richtung bei 30 % Fasermassenanteil für isotrope und transversal-isotrope Kohlenstofffasern und verschiedene FOT auf Basis von CT-Scans.

Der Einfluss der Streuung der homogenisierten Steifigkeit in z-Richtung auf die mikroskopische also auch makroskopische Mischreibungssimulation wird in Kapitel 4.2.2 und 4.3 ausführlich diskutiert.

## 4 Modellerweiterungen

Dieses Kapitel beschreibt die Erweiterungen der bestehenden Modelle für Reibungs- und Verschleißsimulation kurzfaserverstärkter, polymerer Werkstoffe. Als Ausgangspunkt für die Erweiterungen wird von [14, 29, 78] ausgegangen (vgl. **Abbildung 2.14**). Basierend auf Voruntersuchungen [151, 155] werden die Modellierungslücken der bisherigen Simulation identifiziert. Anschließend werden die Erweiterungen auf der Mikro- und Makroskala erläutert und diskutiert.

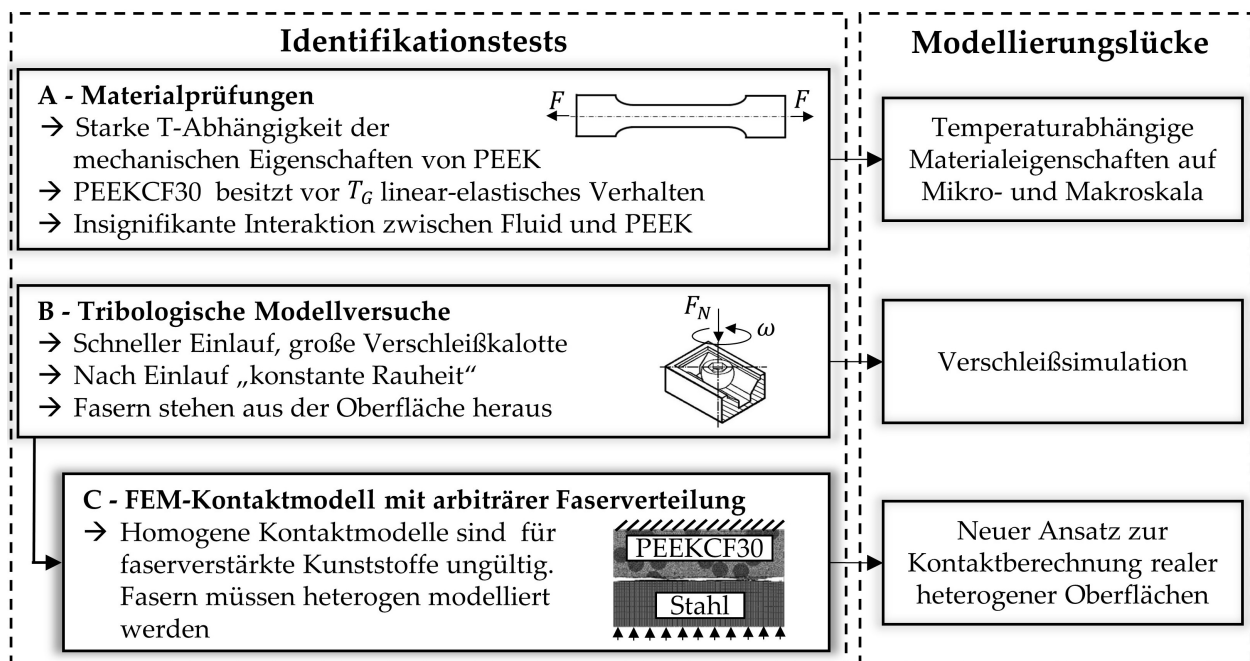
### 4.1 Identifikation der Modellierungslücken

Das methodische Vorgehen der Vorversuche zu dieser Arbeit [151, 155] zeigt **Abbildung 4.1**. Wie bereits im vorherigen Kapitel 3 beschrieben, wurden Materialprüfungen (A) durchgeführt, um das mechanische Verhalten von PEEK und PEEKCF30 in Abhängigkeit der Temperatur zu analysieren. Auch wenn sich die mechanischen Eigenschaften von PEEK erst ab ca. 100 °C signifikant ändern, wird die temperaturabhängige Steifigkeit als Modellierungslücke identifiziert, da im betrachteten Anwendungsfall Temperaturen > 100 °C auftreten können. Zusätzlich ist die temperaturabhängige Steifigkeit im besonderen Hinblick auf weitere polymere Werkstoffe mit niedrigeren Glasübergangstemperaturen wie Polyoxymethylen (POM)  $T_G < -60$  °C oder Polyamide (PA)  $T_G < 60$  °C von Bedeutung. Beide Werkstoffe sind für Gleitanwendungen etabliert [227]. Die temperaturabhängige Steifigkeit wird in den folgenden Kapiteln auf der Mikro- und Makroskala weiter untersucht. Die Modellierung von Viskoelastizität ist besonders für dynamische Beanspruchungen von Bedeutung. Beispiele für die Berücksichtigung der Viskoelastizität in Polymertribologiesimulationen sind vor allem in Zahnrad- [141], Reifen- [168] und Dichtungssimulationen [189] zu finden. Da das Gleitlager stationär betrieben wird, besteht keine zeitabhängige Verformung. Dadurch muss in dem vorliegenden Anwendungsfall keine Viskoelastizität berücksichtigt werden.

Zur Analyse, in wie weit nicht-lineares Materialverhalten für den Anwendungsfall von Bedeutung ist, wird ein Vergleich zwischen Zugversuchen und einfachen strukturellen FEM-Rechnungen des Gleitlagers vollzogen. Die durchgeführten Zugversuche (siehe Kapitel 3.1) an PEEKCF30 zeigen erste Abweichungen von linear-elastischem Materialverhalten ab ca. 0.7 % Dehnung bei 20 °C und ca. 0.5 % Dehnung bei 120 °C.

Das FEM-Gleitlagermodell besteht aus der 2 mm starken PEEKCF30-Buchse. Ausführliche Details zum FEM-Gleitlagermodell sind in Kapitel 4.3 zu finden (vgl. **Abbildung 4.14**). Es wird der unwahrscheinliche Extremfall betrachtet, in welchem die PEEKCF30-Buchse vollständig 140 °C aufweist. Dies entspricht ca. 5400 N/mm<sup>2</sup> effektiver, radialer Steifigkeit mit gemessener Faserorientierung  $FOT_{avg}$  der PEEKCF30-Buchse (vgl. Kapitel 3.2). Die gesamte Last von 2 kN wird ausschließlich durch die Festkörper aufgenommen. Durch die Durchbiegung der Welle entstehen sogenannte Kantenträger, welche zu einer max. Dehnung von 0.8 % am äußersten Lagerrand führen. Dehnungen außerhalb der Randzone betragen für den betrachteten Extremfall weniger als 0.5 %. Mit zunehmendem Verschleiß im Randbereich durch Kantenträger wird die Dehnung abnehmen, sodass Dehnungen von maximal 0.5 % am Rand für 140 °C zu erwarten sind. Niedrigere Temperaturen führen durch die höhere Steifigkeit zu entsprechend geringeren Dehnungen. Die Analyse zeigt, dass PEEK und vor allem PEEKCF30 für den vorliegenden Anwendungsfall Dehnung < 0.5 % aufweisen und dieser Bereich der Hookeschen Gerade folgt. Somit wird auf der Makroskala ideal-elastisches Materialverhalten angenommen. Die einzige Nichtlinearität im makroskopischen Materialverhalten kann durch die temperaturabhängige Elastizität entstehen.

Des Weiteren wurden tribologische Modellversuche (**B**) an einem „Kugel-Prisma-Tribometer“ durchgeführt. Die ausführlichen Ergebnisse sind in [151] dargestellt. In dem verwendeten Tribometer wird ein PEEKCF30-Prisma mit einer rotierenden Stahlkugel belastet. Der Kontakt ist voll geflutet.



**Abbildung 4.1:** Identifikationstest in Vorversuchen und drei primäre abgeleitete Modellierungslücken zur Reibungs- und Verschleißsimulation kurzfaserverstärkter Polymere. A und B sind in [151] und C ist in [155] gezeigt.

Im Vergleich zu metallischen Werkstoffen tritt eine große Verschleißkalotte auf. Der Verschleiß ist vor allem während des Einlaufs zu beobachten. Sobald der Einlauf abgeschlossen ist und ausreichend Fasern im Kontakt mit der Stahlkugel stehen, tritt kein messbarer Verschleiß unter den gegebenen Randbedingungen mehr auf. Durch die große Geometrieänderung durch den Verschleiß, wird die Modellierungslücke der Verschleißsimulation ausschließlich auf der Makroskala identifiziert.

Nach dem Einlauf zeigt die verschlissene Oberfläche von PEEKCF30 über die gesamte Versuchsdauer keine signifikanten Änderungen. Sobald ausreichend Fasern in der Oberfläche freigelegt sind, tragen diese primär die Last des Gegenkörpers. Dadurch tritt kein messbarer Verschleiß sowie keine signifikante Änderung der Rauheiten auf. Dieses Verhalten wird als „konstante Rauheit“ bezeichnet und ist eine Bedingung zur Anwendbarkeit der Mischreibungssimulation. Da die Mischreibungskennfelder für eine Oberflächenpaarung berechnet und während der Mischreibungssimulation nicht verändert werden, muss die Annahme der „konstanten Rauheit“ gelten (siehe Kapitel 2.3.1).

Es zeigt sich, dass die Faserhöhenverteilung in der verschlissenen Oberfläche nicht normalverteilt um die Mittellinie der Rauheiten ist. Vielmehr stehen die Fasern ca.  $0.3\text{ }\mu\text{m}$  im Vergleich zur umliegenden Matrix heraus. Dieses Verhalten deckt sich mit der Literatur (siehe „Tragkristalltheorie“ nach [92]) und ist ein Indiz für die optimale tribologische Nutzung der Fasern [81, 85]. Sobald Fasern herausbrechen, ist der Werkstoff tribologisch überbeansprucht [84, 85] und die Annahme einer konstanten Rauheit ist ungültig. Auf Grundlage dieser Überlegung wurde ein FEM-Kontaktmodell rauer Oberflächen mit heterogenem PEEKCF30 und unidirektionaler Faserverteilung gegen homogenen Stahl erstellt (C). Ziel war es, die Homogenität auf der Mikroskala für heterogene Werkstoffe zu prüfen, da alle bisherigen Kontaktberechnungen für metallische Werkstoffe auf homogenen Materialverhalten basieren. Die Ergebnisse sind in [155] dargestellt. Zusammenfassend zeigt sich, dass kurzfaserverstärkte Werkstoffe in einer Kontaktsimulation auf der Mikroskala nicht homogen modelliert werden dürfen, da a priori keine homogene Steifigkeit für die vorhandene Faserverteilung mit der zugehörigen Rauheit bekannt ist. Dadurch wird ein neuer Ansatz benötigt, welcher real gemessene Oberflächen heterogener Werkstoffe korrekt auf der Mikroskala modelliert. Dieser nötige Ansatz ist der Kernpunkt der Modellierungslücken und wird im folgenden Abschnitt im Detail erläutert.

## 4.2 Erweiterung Mikroskala

Das Ziel in der Erweiterung der Mikroskala besteht in der realen Abbildung der Mikrostruktur kombiniert mit der gemessenen Rauheit der Oberfläche. Zuerst wird die Erstellung des Modells sowie die Berechnung der Mischreibungskennfelder nach 2.3.1 erläutert. Anschließend wird das Modell diskutiert, indem Abhängigkeiten der Rauheit, der Modellerstellung sowie der Materialmodellierung von Faser und Matrix analysiert werden.

### 4.2.1 Entwicklung eines heterogenen Kontaktmodells

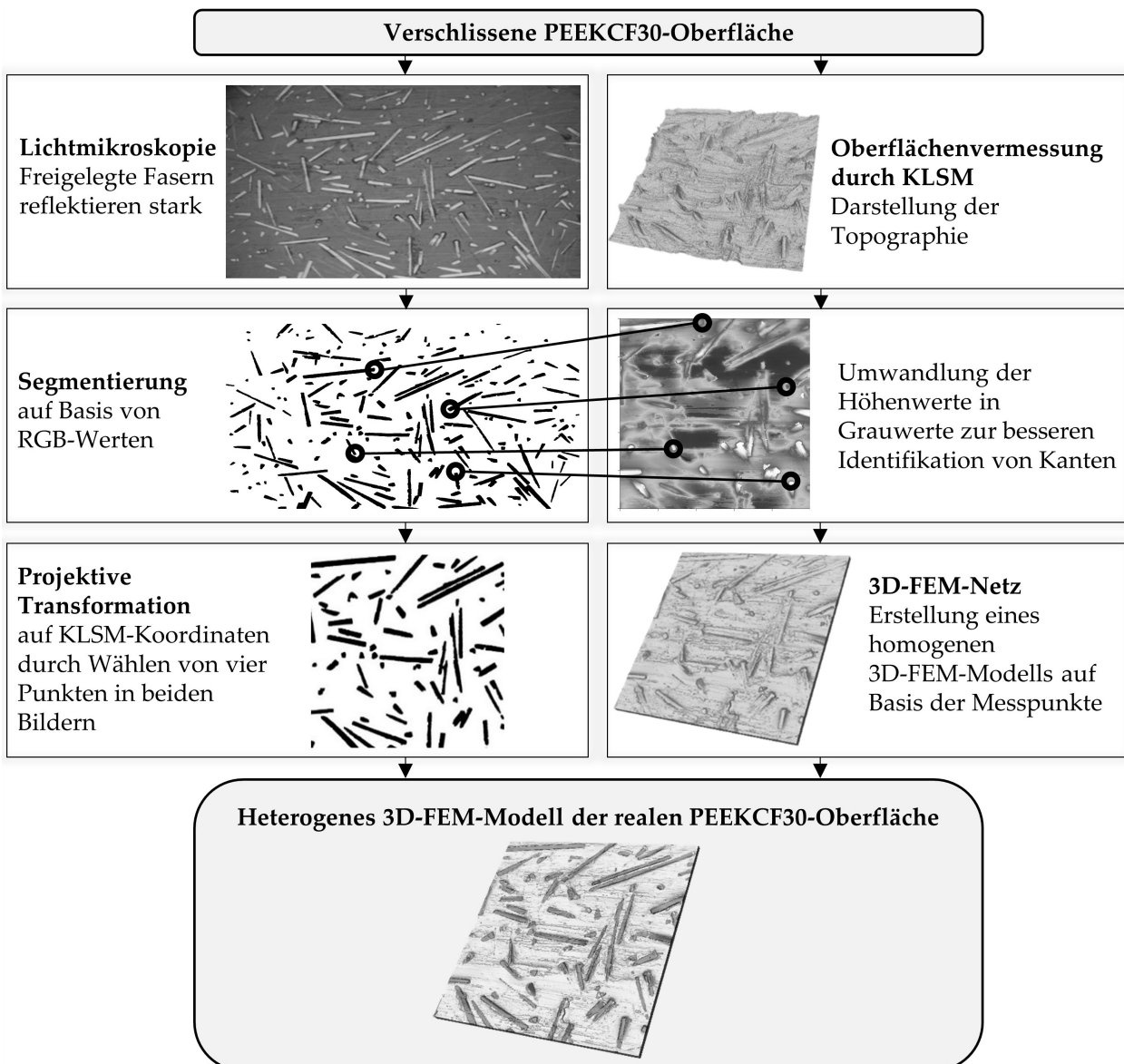
Da dem Autor dieser Arbeit kein Verfahren zur Rekonstruktion realer, heterogener, rauer Oberflächen kurzfaserverstärkter Materialien bekannt ist, wurde eines entwickelt und bereits in [152] vorgestellt. Dieses Kapitel erläutert die Vorgehensweise zur Erstellung des heterogenen Kontaktmodells. Dafür ist das Kapitel in die Digitalisierung der heterogenen Oberfläche sowie in die anschließende Berechnung der Mischreibungskennfelder unterteilt.

#### Digitalisierung der heterogenen Oberfläche

Für die Digitalisierung einer heterogenen Oberfläche werden zwei verschiedene Informationen benötigt. Erstens ist eine 3D-Beschreibung der Topographie nötig. Zweitens wird die Materialverteilung unterschiedlicher Phasen in der Oberfläche benötigt. Für die Topographie wird konfokale Laser-Scanning-Mikroskopie (KLSM) verwendet. KLSM-Aufnahmen sind Rauheitsmessungen und in Kapitel 4.2.2 im Detail erläutert. Für die Materialinformationen sind Verfahren nötig, welche eine Segmentierung der Fasern in der verschlissenen Oberfläche erlauben. Es werden drei optische Verfahren analysiert:

- **Rasterelektronenmikroskopie (REM):** REM-Aufnahmen geben eine Höheninformation über Abschattungseffekte sowie eine Materialinformationen durch Dichteunterschiede wieder. Eine Segmentierung erfolgt dabei über Kantendetektion (siehe Kapitel 2.4), da die Dichte von CF und PEEK zu ähnlich für eine verlässliche Segmentierung auf Basis von RGB-Werten sind. Kantendetektion bietet Fehlerpotential sobald Risse und Furchen in gleicher Größenordnung wie Faserlänge bzw. Faserdurchmesser in der Oberfläche vorliegen. Diese Arbeit legt den Fokus auf abrasiven Verschleiß, welcher nach Definition Kratzer und Furchen erzeugt (siehe Kapitel 2.2.2). Somit sind REM-Aufnahmen für eine verlässliche Materialsegmentierung für den vorliegenden Fall ungeeignet.
- **Konfokale Laser-Scanning-Mikroskopie (KLSM):** In KLSM-Aufnahmen liegen reine Höheninformationen vor. Da der dominante Anteil der Fasern aus der Oberfläche heraussteht, ließe sich eine Segmentierung auf dieser Basis realisieren. Sobald Faser und Matrix die gleiche Höhe aufweisen, ist eine Segmentierung nicht möglich. Aus diesem Grund sind Segmentierungen auf Basis von KLSM-Aufnahmen nicht zielführend.
- **Lichtmikroskopie (LM):** LM-Aufnahmen zeigen, dass Fasern das sichtbare Licht stark reflektieren, solange sie kein PEEK-Transferfilm bedeckt. Auf dieser Basis kann eine Segmentierung zwischen Faser und Matrix über einfache RGB- oder Grauwerte erfolgen. Da bisher für den geschmierten PEEKCF30-Stahl-Kontakt keine Transferfilme beobachtet worden sind [151], stellt LM das geeignetste Verfahren für die Segmentierung zwischen Faser und Matrix dar.

Ausgangspunkt für die Erstellung der heterogenen Mikrostruktur bildet somit eine KLSM-Aufnahme zur Topographiebeschreibung sowie eine LM-Aufnahme für die Materialsegmentierung. Die LM-Aufnahme muss dabei mindestens den Bereich der KLSM-Aufnahme abdecken. **Abbildung 4.2** zeigt das Vorgehen zur Digitalisierung der heterogenen Oberfläche. Die LM-Aufnahme wird über RGB-Werte segmentiert, da die Fasern durch die Reflektion signifikant heller erscheinen. Die KLSM-Aufnahme wird in ein 2D-Bild umgewandelt, indem die Höhenwerte in entsprechende Grauwerte umgewandelt werden. Die KLSM-Aufnahme stellt eine präzise Vermessung der Oberfläche dar und wird als Referenz in Bezug auf Längenmaße betrachtet.



**Abbildung 4.2:** Methodik zur Digitalisierung realer, heterogener Oberflächen durch Erstellung eines 3D-FEM-Modells, basierend auf [152]. Es findet eine Fusionierung der gemessenen Oberflächen mit den aufgenommenen Faserverteilungen statt.

Die LM-Aufnahme ist ein Foto mit unbekanntem Winkel und unbekanntem Abstand zur Oberfläche. Für eine verlässliche Skalierung muss die LM-Aufnahme somit auf die KLSM-Aufnahme transformiert werden. Hierfür wird die projektive Transformation (Kapitel 2.4) genutzt. Es werden 4 nicht kollineare, identische Punkte auf beiden Bildern ausgewählt. Hierfür eignen sich die Ecken von freigelegten Fasern, welche eindeutig in beiden Bildern zu identifizieren sind. Anschließend wird die Transformationsmatrix  $\mathbf{H}$  aufgestellt und auf das LM-Bild angewendet. Somit wird die LM-Aufnahme auf die KLSM-Aufnahme transformiert. Die Genauigkeit der Transformation hängt ausschließlich von der Genauigkeit der vier ausgewählten Punkte ab [181]. Die Bildverarbeitungsprozesse werden über das Programm MATLAB gesteuert und ausgeführt.

Im nächsten Schritt wird aus der KLSM-Messung ein 3D FEM-Körper erzeugt. Als Basis für das Kontaktmodell wird das kommerzielle FEM-Programm ABAQUS genutzt. Verbreitete Verfahren zur Rekonstruktion rauer Oberflächen in FEM-Programmen basieren auf einer Spline-Annäherung der Oberfläche [5, 121, 137, 145, 177], wodurch eine automatisierte Vernetzung möglich ist. Die Oberflächen werden dabei geglättet und zusätzliche Informationen zwischen zwei Messpunkten erzeugt, welche nicht gemessen wurden. Aus diesem Grund werden die KLSM-Messpunkte direkt als FEM-Knoten verwendet und anschließend skriptbasiert vernetzt. Zwei Messpunkte werden über die kürzeste Strecke miteinander verbunden. Dadurch entspricht die Diskretisierung des FEM-Modells exakt der lateralen Auflösung der KLSM-Aufnahme. Abschließend wird die transformierte LM-Aufnahme genutzt, um dem FEM-Netz Materialeigenschaften zuzuweisen (Schwarz = Faser, Weiß = Matrix). Schließlich sind Topographieinformationen mit Materialinformationen zu einem Modell fusioniert. Durch die Flexibilität des kommerziellen FEM-Tools können arbiträre Materialmodelle für die unterschiedlichen Phasen gewählt werden.

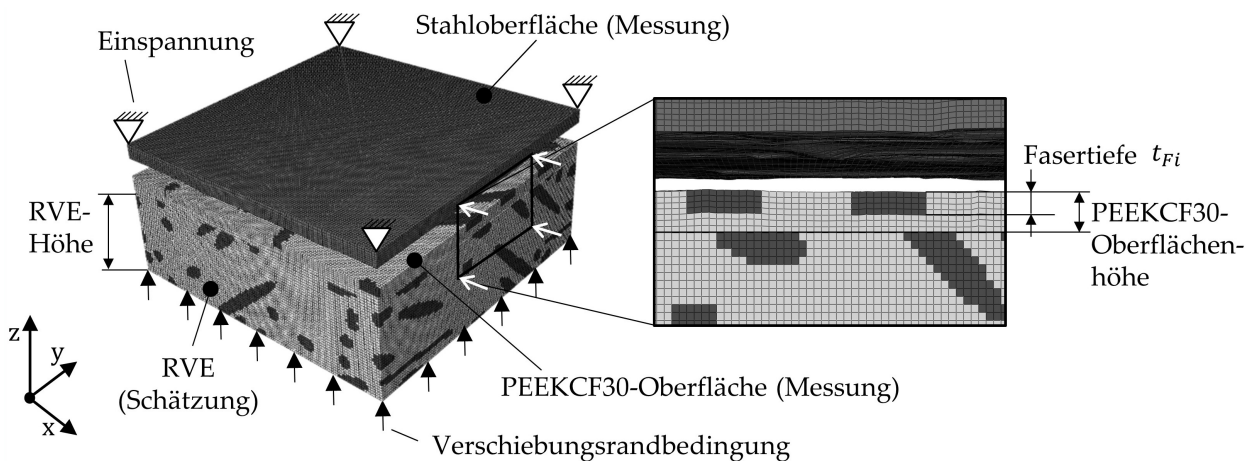
Es ist wichtig anzumerken, dass keine lokale Orientierung für die einzelnen Fasern bestimmt wird. Es existieren Verfahren, zur Analyse der 3D-Faserverteilung auf Basis eines 2D-Bildes durch geometrische Überlegungen (Bsp.: Kegelschnitte an Schliffbildern [64]). Diese Verfahren sind sehr aufwendig und werden hier aus drei Gründen nicht gewählt.

- Die Frage der Tiefe der Faser kann nicht sicher beantwortet werden, da nur die Orientierung bekannt ist.
- Es existieren für einen Kegelschnitt zwei mögliche räumliche Verteilungen, dadurch ist das Verfahren mit starken Unsicherheiten behaftet.
- Es muss ein Algorithmus entwickelt werden, welcher alle nicht sichtbaren Fasern direkt unter der Oberfläche entsprechend dem FOT und dem Faservolumenanteil modelliert. Dieser Punkt würde bei weitem den Rahmen dieser Arbeit sprengen.

Aus diesen Gründen wird ein einfacher und robuster Ansatz gewählt, welcher allen Fasern die gleiche Tiefe  $t_{Fi}$ , gemessen von der Oberfläche, verleiht. Anschließend können den Fasern anisotrope Eigenschaften im Bezug auf das globale KOS zugeordnet werden, da keine lokale Orientierung einer einzelnen Faser bestimmt wird. Diese Art der Modellierung wird im Kapitel 4.2.2 eingehend erläutert.

Für die Modellierung des Materials unterhalb der sichtbaren Oberfläche eignet sich ein RVE mit entsprechender Faserorientierung. Zur Ermittlung des FOT kann einerseits auf Spritzgusssimulationen wie in [152] oder auf Mikro-CT-Aufnahmen (kurz: CT-Scans) zurückgegriffen werden (siehe Kapitel 3.2). In dieser Arbeit werden FOT aus CT-Scans verwendet. Anschließend werden mit dem Programm DIGIMAT RVEs der Größe der KLSM-Aufnahme erzeugt und in das FEM-Modell der rauen Oberfläche geladen.

**Abbildung 4.3 links** stellt ein Beispiel für das zusammengebaute Kontaktmodell zwischen einer real gemessenen Stahl- und PEEKCF30-Oberfläche dar. Die Verschiebung erfolgt in z-Richtung. Der obere Körper stellt die Stahloberfläche dar, welche wie die PEEKCF30-Oberfläche skriptbasiert auf Basis von KLSM-Messungen vernetzt wird. Durch die höhere Steifigkeit von Stahl sind geringe Bauteildicken in z-Richtung ausreichend, um gültige Halbraumannahmen treffen zu können. Somit wirkt sich die Einspannung nicht auf das Kontaktverhalten der Rauheiten aus. Der untere PEEKCF30-Körper besteht wiederum aus zwei Körpern: Der PEEKCF30-Oberfläche und dem PEEKCF30-RVE. Die PEEKCF30-Oberfläche wird, wie oben beschrieben (siehe **Abbildung 4.2**), erzeugt. Wie bereits erwähnt, wird für alle Fasern eine konstante Dicke bzw. Tiefe  $t_{Fi}$  angenommen. Diese bestimmt maßgeblich die gesamte PEEKCF30-Oberflächenhöhe (siehe **Abbildung 4.3 rechts**). Unter den Fasern werden ca. zwei bis drei Elementstärken benötigt, um eine planare Fläche ohne starke Elementverzerrungen zu erzeugen. Diese planare Fläche wird auf das RVE, welches nur planare Seiten besitzt, fixiert. Die Höhe des RVE's muss analog zum Stahlkörper so gewählt werden, dass die Verschiebungsrandbedingungen keinen Einfluss auf die Deformationen in der Oberfläche aufweist (= Halbraumbedingung).



**Abbildung 4.3: Links:** Prinzipieller Aufbau des 3D FEM-Modells mit „grober“ Netzauflösung von  $1.3\mu\text{m}$ ; **Rechts:** Konstante Fasertiefe und resultierende PEEKCF30-Oberflächenhöhe.



Zwischen Faser und Matrix herrscht ideale Haftung. Eine Möglichkeit zur mechanischen Simulation eines RVEs inklusive Enthftung (engl.: debonding) zwischen Faser und Matrix ist beispielhaft in [93] dargestellt. Es wird kein Versagen des Werkstoffes simuliert. Zusätzlich liegen die Arbeitsbedingungen im ideal-elastischen Bereich und es werden bereits eingelaufene Oberflächen verwendet. Aus diesen Gründen wird in dieser Arbeit kein weiteres debonding betrachtet.

### **Berechnung von Mischreibungskennfeldern**

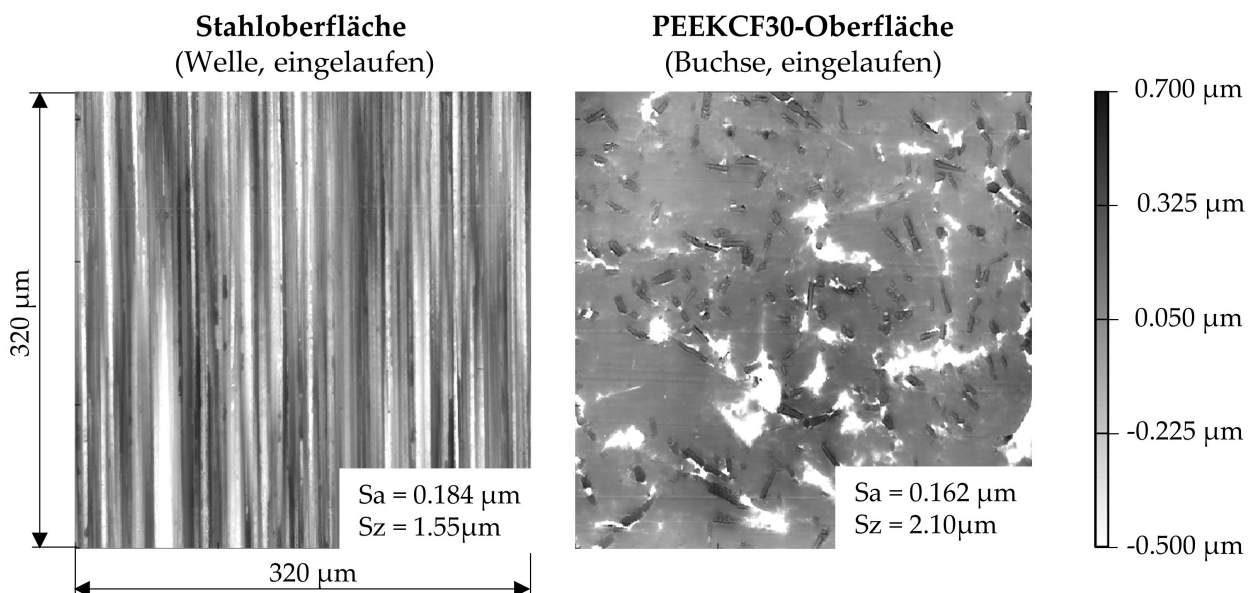
Für das oben beschriebene Modell der rauen Oberflächen von Stahl und PEEKCF30 wird das Kontaktproblem (siehe Kapitel 2.3.1) innerhalb des FEM-Programms gelöst. Dafür wird die Stahloberfläche auf der Rückseite eingespannt und die seitlichen Ränder mit symmetrischen Randbedingungen belegt. Die PEEKCF30-Oberfläche erhält an den Rändern ebenfalls symmetrische Randbedingungen. Auf die Unterseite des PEEKCF30-Körpers (= RVE-Unterseite) werden analog zu [158] Verschiebungsrandbedingungen aufgebracht. Alternativ können auch Kräfte wie in [178] aufgebracht werden, jedoch sind Verschiebungsrandbedingungen numerisch effizienter und stabiler. Der PEEKCF30-Körper wird somit gegen den eingespannten Stahlkörper verschoben. Für jeden konvergierten Schritt wird die mittlere Kontaktpressung  $p_s$  nach Gl. 2.12 sowie die mittlere Spaltweite  $h$  nach Gl. 2.11 bestimmt. Aus beiden Größen wird die Kontaktdruckkurve bestimmt (vgl. **Abbildung 2.10**).

Die Kontaktformulierung erfolgt nach der Penalty-Methode, um eine kurze Rechenzeit zu gewährleisten. Im Vergleich zu der Langrangeschen Multiplikatoren Methode ist keine signifikante Verschiebung der mittleren Spaltweite durch eine höhere Durchdringung erkennbar. Die Kontaktdiskretisierung ist NTS. Dadurch kann das numerisch aufwendigere finite sliding genutzt werden, um beliebige Gleitungen zwischen den Kontaktpartnern zu erlauben. In dem verwendeten FEM-Programm basiert die Kontaktdefinition zusätzlich auf einer Master/Slave-Definition. Dabei wird eine zusätzliche Randbedingung aufgegeben, durch welche die Slave-Knoten nicht in die Master-Oberfläche eindringen können. Zur Konvergenzoptimierung wird die steifere Oberfläche (= Stahlkörper) als Master Oberfläche definiert [40]. Die Grundlagen der FEM-Kontaktberechnung sind in Kapitel 2.3.1 zu finden.

Zur Berechnung der Flussfaktoren werden aus jedem konvergierten Schritt die deformierten Oberflächen extrahiert. Auf den deformierten Oberflächen werden die Flussfaktoren nach Gl. 2.15 und Gl. 2.16 bestimmt. Dafür wird das FEM-Programm mit dem Bosch Berechnungsprogramm TRIBOSIM gekoppelt, welches die Reynoldsgleichung Gl. 2.17 auf den deformierten Oberflächen löst. Dieses Vorgehen zur Bestimmung der Flussfaktoren auf Basis einer FEM-Kontaktsimulation wurde bereits in [153] veröffentlicht.

## 4.2.2 Abhängigkeiten des heterogenen Kontaktmodells

In diesem Kapitel werden die Abhängigkeiten des vorgestellten heterogenen Kontaktmodells diskutiert. Da die Flussfaktoren auf der deformierten Spaltweite der Kontaktsimulation basieren, wird im Folgenden nur die Kontaktdruckkurve als Maßstab für den Einfluss der einzelnen Parameter herangezogen. **Abbildung 4.4** zeigt die verwendeten Oberflächenmessungen der Welle und der PEEKCF30-Buchse nach einem Gleitlagerversuch. Die Gleitlagerversuche sind in Kapitel 5.1 vorgestellt. Die Höheninformationen werden über Grauwerte repräsentiert. Die Wellenoberfläche zeigt charakteristische Umfangsriefen durch den Dreh- bzw. Schleifprozess. Die PEEKCF30-Oberfläche zeigt neben tiefen Kratern (= weiß) auch herausstehende Kohlenstofffasern (= dunkel/schwarz). Beide Topographien sind charakteristisch für die in dieser Arbeit auftretenden Oberflächen (vgl. Kapitel 5).



**Abbildung 4.4:** Darstellung der Stahl- und der PEEKCF30-Oberfläche. Die Grauwerte geben die Höheninformation wieder. Beide Bilder wurden mit derselben Auflösung vermessen: 984 x 984 Messpunkte auf 320 µm x 320 µm entspricht 0.325 µm lateraler Auflösung.

Zuerst wird das FEM-Modell über den Halbraumansatz verifiziert. Daraufhin wird die nötige Auflösung der Rauheit ermittelt. Anschließend wird die Genauigkeit der Bildtransformation analysiert. Zusätzlich erfolgt eine Diskussion der Fasermodellierung sowie der Temperaturabhängigkeit des Modells. Prinzipiell ist auch eine Druckabhängigkeit der Rauheit denkbar, welche die mittlere Spaltweite beeinflussen würde. Wenn ein hoher Druck auf eine nachgiebige Matrix mit steifen Inklusionen aufgebracht wird, verformt sich die Matrix stärker als die Inklusionen und die Rauheit ändert sich. Dieser Einfluss wurde bereits in [153] untersucht. Für PEEKCF30 zeigt sich, dass erst bei Temperaturen  $> T_g$  und Drücken  $> 500$  bar Abweichungen in der Topographie auftreten, welche

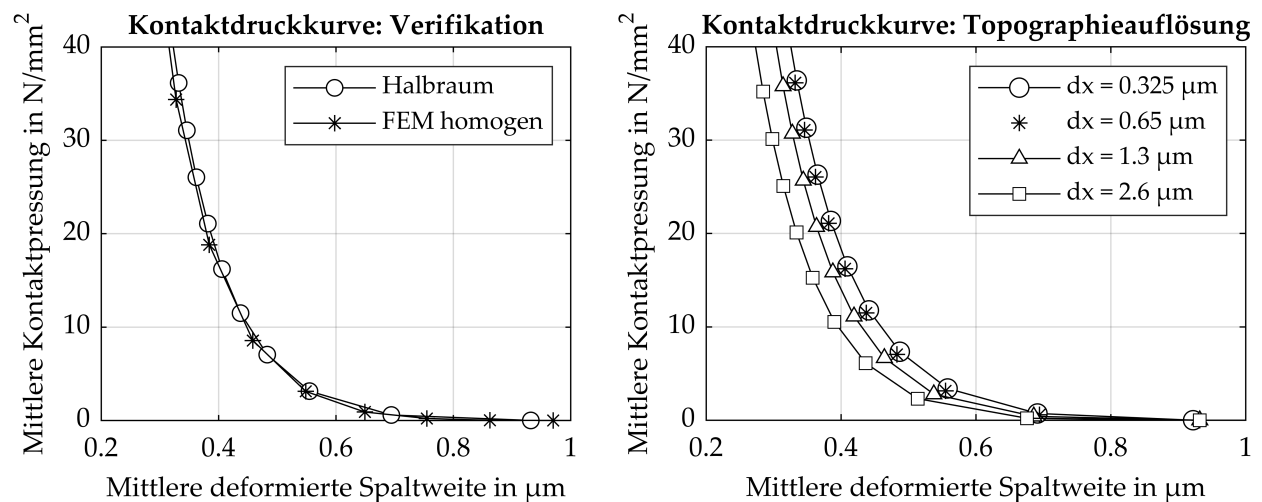
die Flussfaktoren beeinflussen. Die Kontaktdruckkurve ist für den betrachteten Bereich bis 1000 bar unabhängig vom Druck. Da das untersuchte Gleitlager auch lokal in keinem Zustand  $T_g$  und 500 bar überschreitet, werden die Flussfaktoren und die Kontaktdruckkurve als druckunabhängig betrachtet. Der Stahlkörper wird für jede Kontaktsimulation homogen ideal-elastisch mit  $E = 210000 \text{ N/mm}^2$  und  $\nu = 0.3$  modelliert.

### Rauheitsauflösung und Halbraumverifizierung

Die Rauheit der Welle und des Lagers werden über ein konfokales Laser-Scanning-Mikroskop (KLSM) gemessen. Es wird das Gerät  $\mu$ -SURF der Firma NANOFOCUS verwendet. Analog zu [22] wird die Rauheit bei 20 facher Vergrößerung überschätzt. Aus diesem Grund wird ein Objektiv mit 50 facher Vergrößerung gewählt. Die Messgenauigkeit der Höhenkoordinate beträgt ca. 1 nm. Grundlagen und Anwendungen zur konfokalen Mikroskopie sind in [206] zu finden.

**Abbildung 4.5 links** zeigt einen Vergleich zwischen der Halbraumlösung und des FEM-Kontaktmodells. Es wird die volle Auflösung ( $dx = 0.325 \mu\text{m}$ ) der oben gezeigten Topographien berücksichtigt. Da Halbraumansätze auf homogen Materialverhalten basieren (vgl. Kapitel 2.3.1), wird der PEEKCF30-Körper homogen mit  $E = 14000 \text{ N/mm}^2$  modelliert. Dieser Wert wurde empirisch ermittelt. Die Kontaktdruckkurve des homogenen sowie des heterogenen Modells ähneln sich für diese eine Oberfläche (vgl. **Abbildung 4.5 links und rechts**). Diese mittlere, homogene Steifigkeit ist nicht allgemeingültig für PEEKCF30. Sie gilt nur für diese Oberflächenpaarung bei  $20^\circ\text{C}$  und dient als reiner Referenzwert für die Verifikation mit Halbraumansätzen.

Die Halbraumberechnung wird mit dem Programm TRIBOSIM durchgeführt. Die gewonnenen Kontaktdruckkurven sind im Rahmen der Genauigkeit identisch. Dadurch wird das FEM-Kontaktmodell als verifiziert angesehen.



**Abbildung 4.5: Links:** Verifizierung des FEM-Kontaktmodells mit homogenen Materialeigenschaften über die etablierte Halbraumlösung aus TRIBOSIM; **Rechts:** Vergleich der Kontaktdruckkurven für die gleiche Rauheit mit unterschiedlicher Auflösung. Die PEEKCF30-Oberfläche ist homogen modelliert.

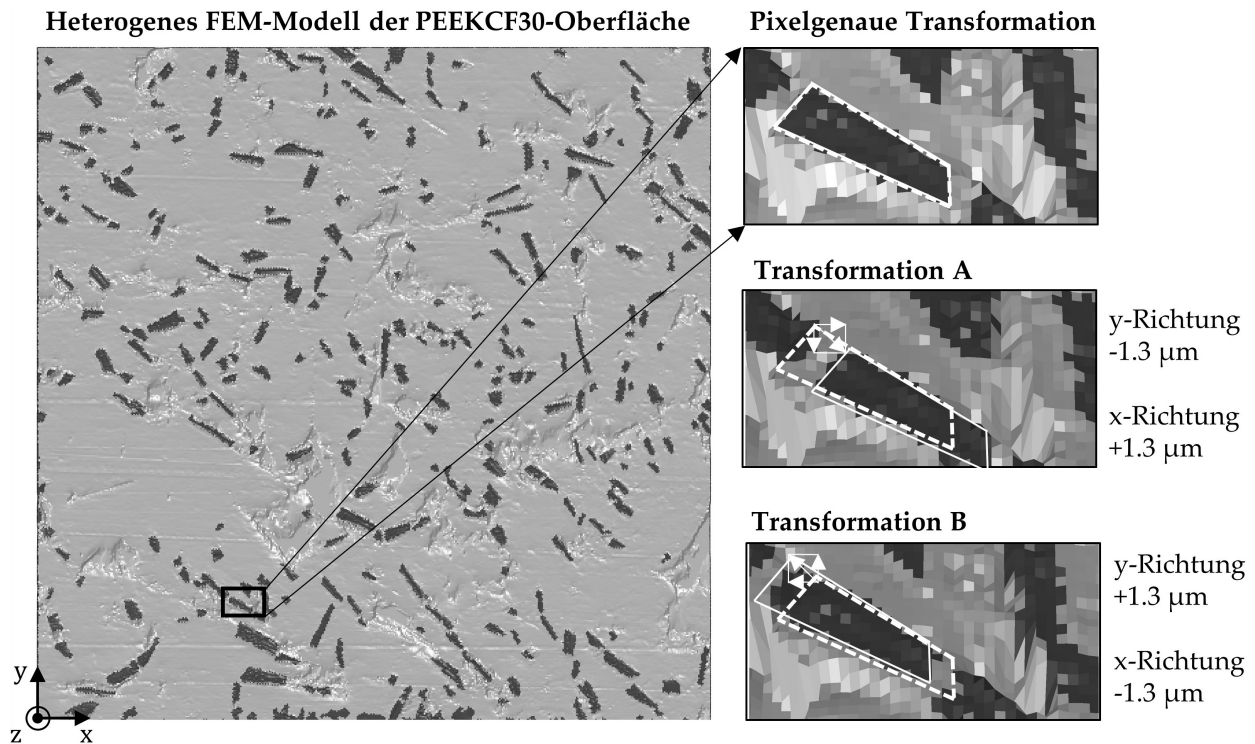
**Abbildung 4.5 rechts** zeigt einen Vergleich derselben Rauheitsmessung von Welle und Buchse, indem unterschiedliche Anzahlen von Messpunkten berücksichtigt werden. Sobald jeder Messpunkt berücksichtigt wird, entspricht die Fläche  $320\text{ }\mu\text{m} \times 320\text{ }\mu\text{m}$  mit einer Auflösung von  $0.325\text{ }\mu\text{m}$  ( $984 \times 984$  Messpunkte). Dies ist die maximal mögliche Auflösung des Messgerätes. Wenn nur jeder 8. Messpunkt berücksichtigt wird, entspricht die Fläche weiterhin  $320\text{ }\mu\text{m} \times 320\text{ }\mu\text{m}$ , nur die Anzahl der Punkte verringert sich zu  $123 \times 123$  Messpunkten mit einer entsprechenden Auflösung von  $2.6\text{ }\mu\text{m}$ . Die Ergebnisse zeigen, dass, je gröber die Auflösung ist, desto weniger Berge und Täler werden berücksichtigt. Dadurch erscheint die Oberfläche glatter und die Kontaktdruckkurve wird nach links zu kleineren Spaltweiten geschoben. Es zeigt sich, dass eine Auflösung von  $0.65\text{ }\mu\text{m}$  ausreicht, um alle relevanten Topographiecharakteristika abzubilden. Für alle folgenden Oberflächenmessungen und Analysen dieser Arbeit wird eine Auflösung von  $0.65\text{ }\mu\text{m}$  mit einem Raster von  $492 \times 492$  Messpunkten gewählt ( $= 320\text{ }\mu\text{m} \times 320\text{ }\mu\text{m}$ ).

### **Einfluss: Bildtransformation und Fusionsgenauigkeit**

Wie oben beschrieben, werden für die Transformation der LM-Aufnahme auf die KLSM-Aufnahme vier identische Punkte in beiden Aufnahmen benötigt. Die Auswahl erfolgt manuell. Sobald die ausgewählten Punkte nicht identisch sind, entsteht eine Verzerrung in der Transformation. Dadurch liegen die Materialinformationen nicht an den korrekten Höheninformationen.

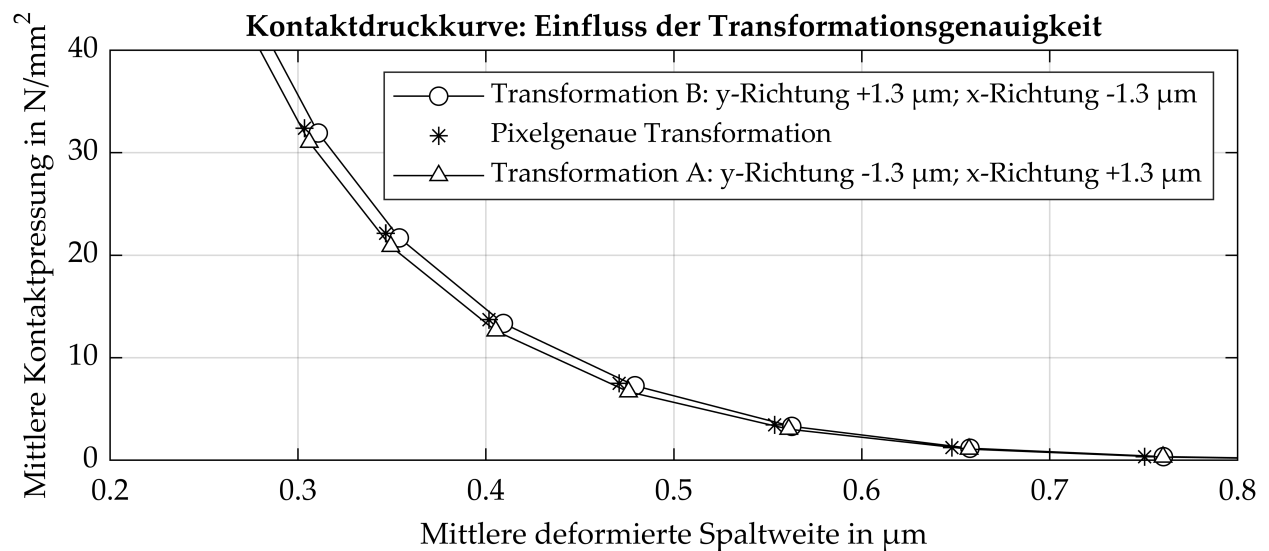
Dieser Abschnitt analysiert den Einfluss der Bildtransformation und der daraus resultierenden Fusions(un)genauigkeit aus KSLM- und LM-Aufnahme. Ab diesem Zeitpunkt werden alle PEEKCF30-Oberflächen nach dem oben beschriebenen Verfahren **heterogen** modelliert. Für die Matrix- und RVE-Eigenschaften werden im Folgenden Temperaturen angegeben. Sofern nicht anders angegeben, korrespondieren die Temperaturen mit den Matrixeigenschaften in **Tabelle 3.2** und mit den RVE-Eigenschaften in **Tabelle 3.5**. Als Fasertiefe wird vorerst der halbe Durchmesser der Fasern gewählt und im folgenden Abschnitt tiefer analysiert. **Abbildung 4.6 links** zeigt das heterogene FEM-Modell der in **Abbildung 4.4** gezeigten Topographie. Dieses Modell ist das Resultat einer pixelgenauen Bildtransformation aus KLSM- und LM-Aufnahme. Die Bildtransformation erfolgt bei voller Auflösung von  $dx = 0.325\text{ }\mu\text{m}$ . Dadurch bedeutet eine pixelgenaue Transformation eine maximale Abweichung von  $0.325\text{ }\mu\text{m}$ .

Zusätzlich zeigt **Abbildung 4.6 rechts** drei Nahaufnahmen mit zwei künstlich erzeugten Transformationen A und B. Die Transformationen A und B sind um vier Pixel (bei max. Auflösung) in x- und y-Richtung von der pixelgenauen Transformation verschoben. Dadurch entsteht ein Versatz von  $1.3\text{ }\mu\text{m}$  in x- und y-Richtung. Die Nahaufnahmen zeigen, dass die Materialeigenschaften der Faser (= dunkle Elementfarbe) bei der pixelgenauen Transformation „exakt“ (im Rahmen der Messgenauigkeit der KSLM- und LM-Aufnahme) auf der herausstehenden Faser (= weiß gestrichelte Linie) liegen. Die Transformationen A und B zeigen den entsprechenden Versatz zwischen der Fasermaterialeigenschaft aus der LM-Aufnahme und der Fasertopographie aus der KLSM-Aufnahme.



**Abbildung 4.6:** Links: Vollständige PEEKCF30-Oberfläche ( $320 \mu\text{m} \times 320 \mu\text{m}$  mit  $0.65 \text{ m}$  Elementbreite und pixelgenauer Transformation); Rechts: Nahaufnahme von drei verschiedenen Transformationen.

Die daraus resultierenden Kontaktdruckkurven sind in **Abbildung 4.7** dargestellt. Es zeigen sich geringe Abweichungen der einzelnen Kurven. Durch die Größe der Aufnahme von  $320 \mu\text{m} \times 320 \mu\text{m}$  sind Transformationsungenauigkeiten bis  $1.3 \mu\text{m}$  insignifikant.



**Abbildung 4.7:** Vergleich der Kontaktdruckkurven von drei verschiedenen Transformationen mit identischer Topographie. Matrix- und RVE-Eigenschaften gelten für  $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$ ;  $t_{Fi} = 3.5 \mu\text{m}$ ; isotrope CF.

Die Größe der freigelegten Fasern ist im Mittel größer als die Ungenauigkeit von  $1.3\ \mu\text{m}$ . Dadurch wird einem Großteil der Fasertopographie auch die korrekte Materialeigenschaft zugewiesen. Im Realfall treten Ungenauigkeiten von ein oder zwei Pixeln auf, welche zu Ungenauigkeiten von  $0.325\ \mu\text{m}$  bzw.  $0.65\ \mu\text{m}$  führen. Dadurch ist das Modell sehr robust gegenüber der Fusions- bzw. Transformationsgenauigkeit.

### Einfluss: Fasermodellierung

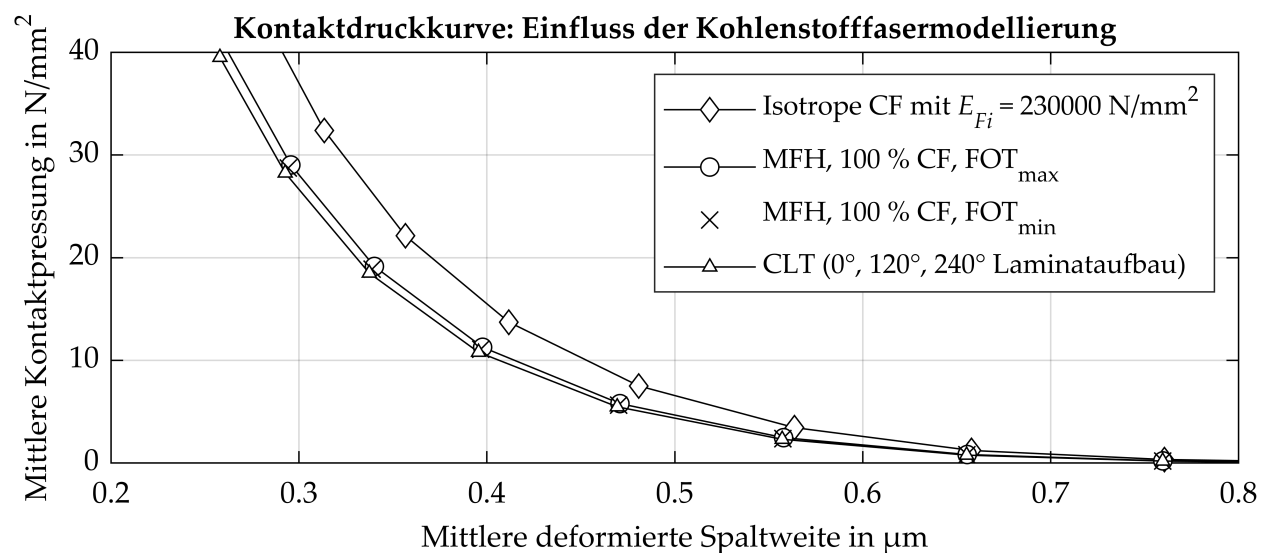
In diesem Abschnitt wird die Modellierung der Kohlenstofffasern diskutiert. Wie bereits beschrieben, liegen keine lokalen Orientierungen der Fasern vor. Dadurch können den Fasern nur anisotrope Eigenschaften, auf Basis des in **Abbildung 4.3** dargestellten globalen KOS, zugewiesen werden. Die Matrix- und RVE-Eigenschaften gelten für  $T = 20\ ^\circ\text{C}$ . Alle Materialien sind ideal-elastisch modelliert. Somit bezieht sich die Sensitivitätsstudie ausschließlich auf die Fasermodellierung. Zwei Modelle werden diskutiert. Zum einen eine Modellierung auf Basis der klassischen Laminattheorie (engl.: classical laminate theory, kurz: CLT) und zum anderen auf Basis von MFH mit 100 % CF in der Mikrostruktur. Beide Methoden führen zu einem hybriden Modell mit unscharfem Skalenübergang, da für die CF homogenisierte Eigenschaften auf der Mikroskala angenommen werden. Nach Auffassung des Authors ist dieser Ansatz für entsprechend große Oberflächen zulässig. CLT wird zur Berechnung der Plattensteifigkeit für kontinuierlich faserverstärkte Laminat verwendet. Diese besitzen einen schichtweisen Aufbau. Eine Schicht ist unidirektional. Die Schichten werden unter verschiedenen Orientierungen gefügt. Unter Berücksichtigung der verwendeten Fasern und der Orientierung der einzelnen Schichten werden mittels CLT die effektiven Eigenschaften des gesamten Laminats bestimmt. Ausführliche Details sind in [199, 75] zu finden. Unter der Annahme, dass in PEEKCF30 die CF vollständig parallel zur Oberfläche ausgerichtet sind, kann die CLT verwendet werden. Zusätzlich wird angenommen, dass die CF isotrop in der Fläche ausgerichtet sind. Dies entspricht einem isotropen Laminat mit einer beispielhaften Ausrichtung von  $0^\circ$ ,  $120^\circ$  und  $240^\circ$ . Die CF sind transversal isotrop nach **Tabelle 3.1** modelliert. Die effektiven Eigenschaften in orthotropen Ingenieurkonstanten (engl.: engineering constants) sind in **Tabelle 4.1** dargestellt. Durch die parallele Ausrichtung der Fasern zeigt sich eine geringe, effektive Steifigkeit in z-Richtung von  $\langle E_z \rangle = 18100\ \text{N/mm}^2$ , welche annähernd der transversalen Steifigkeit der Fasern entspricht  $E_\perp = 16500\ \text{N/mm}^2$ .

Alternativ können die Fasern analog zu Kapitel 3.2 über MFH modelliert werden. Dafür wird eine virtuelle Mikrostruktur mit 100 % Faseranteil angenommen. Als FOT wird die gemessene Faserverteilung aus CT-Scans verwendet (siehe  $\text{FOT}_{\min}$  und  $\text{FOT}_{\max}$  aus Kapitel 3.2). Die einzelne CF wird transversal isotrop nach **Tabelle 3.1** modelliert. Über die Mori-Tanaka-Methode [148] können anschließend effektive Eigenschaften des gesamten RVEs bestimmt werden. Es zeigt sich, dass die Modellierung einer Mikrostruktur mit 100 % CF und isotroper Faserausrichtung parallel zur Oberfläche (FOT mit  $a_{11} = a_{22} = 0.5$  und  $a_{33} = 0$ ) mittels MFH exakt die gleichen effektiven Steifigkeiten wie die CLT liefert (die Ergebnisse sind nicht explizit dargestellt). Die Methoden sind somit konsistent. Die Ergebnisse für die Modellierung der CLT sowie der MFH mit gemessenen FOT sind in **Tabelle 4.1** dargestellt.

**Tabelle 4.1:** Fasermodellierung durch Homogenisierungsverfahren über CLT und MFH. Darstellung der orthotropen Ingenieurskonstanten.

Ingenieur- konstanten	CLT, 0°, 120°, 240° Laminataufbau	MFH, 100 % CF, FOT <sub>min</sub>	MFH, 100 % CF, FOT <sub>max</sub>
$\langle E_x \rangle$ in N/mm <sup>2</sup>	88700	84100	75500
$\langle E_y \rangle$ in N/mm <sup>2</sup>	88700	58500	56200
$\langle E_z \rangle$ in N/mm <sup>2</sup>	18100	28100	33500
$\langle \nu_{xy} \rangle$	0.3	0.3	0.28
$\langle \nu_{xz} \rangle$	0.21	0.33	0.32
$\langle \nu_{yz} \rangle$	0.21	0.32	0.3
$\langle G_{xy} \rangle$ in N/mm <sup>2</sup>	34100	27500	25900
$\langle G_{xz} \rangle$ in N/mm <sup>2</sup>	7100	16500	18500
$\langle G_{yz} \rangle$ in N/mm <sup>2</sup>	7100	14700	16600

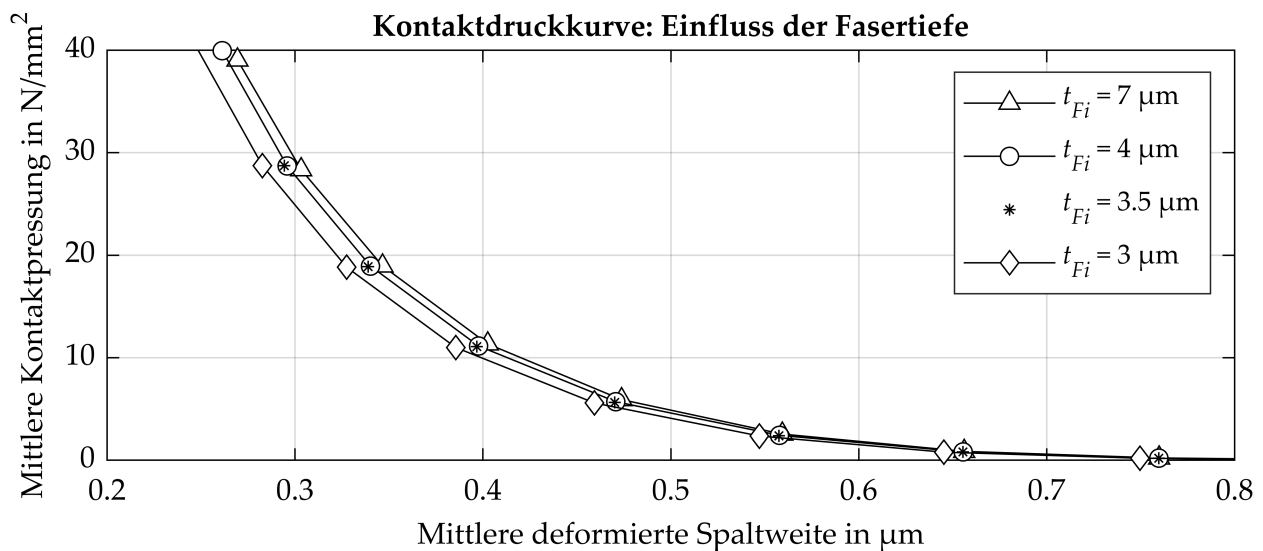
Die effektiven Steifigkeiten in z-Richtung der MFH liegen deutlich über der effektiven Steifigkeit der CLT, da die Ausrichtung der Fasern in z-Richtung größer Null ist. Entsprechend sind die effektiven Steifigkeiten in x- und y Richtung im Vergleich zu der CLT geringer. Einen Vergleich der Materialmodellierungen und deren Auswirkungen auf die Kontaktdruckkurve zeigt **Abbildung 4.8**. Als Vergleich ist zusätzlich die Kontaktdruckkurve mit isotropen Kohlenstofffasern ( $E_{fi} = 230000 \text{ N/mm}^2$ ) dargestellt. Dabei wird die transversale Elastizität in alle Raumrichtungen angenommen ( $E_{\perp} = E_{fi} = 230000 \text{ N/mm}^2$ ). Diese künstlich zu steif modellierte Faser dient als Referenz.



**Abbildung 4.8:** Vergleich der Kontaktdruckkurven für unterschiedlichen Fasermodellierungen mit  $t_{Fi} = 3.5 \mu\text{m}$ . Matrix- und RVE-Eigenschaften gelten für 20 °C.

Es zeigt sich, dass keine starke Abhängigkeit zwischen der Kontaktdruckkurve und der Fasermodellierung besteht. Sobald der Anteil der Fasern in der Oberfläche steigt, wäre die Abhängigkeit der Kontaktdruckkurve von der Fasermodellierung größer. Für tribologische Werkstoffe sind 30% Fasermassenanteil Spitzenwerte, wodurch die Abhängigkeit der Fasermodellierung auf die Kontaktdruckkurve für gängige faserverstärkte tribologische Werkstoffe nicht steigt. Die „Reihenfolge“ der Kontaktdruckkurven ist plausibel. Die isotrope Faser besitzt die höchste Steifigkeit in z-Richtung, dadurch ist die Kontaktdruckkurve nach rechts zu höheren Spaltweiten bzw. nach oben zu höheren Kontaktdrücken verschoben. Die drei Kontaktdruckkurven mit Fasereigenschaften nach **Tabelle 4.1** zeigen die zu erwartende Reihenfolge bezüglich der effektiven Steifigkeit in z-Richtung  $\langle E_z \rangle$  (je höher  $\langle E_z \rangle$  desto höher  $p_s$ ). Obwohl sich  $\langle E_z \rangle$  von CLT nach MFH mit  $FOT_{\max}$  mit  $33500 \text{ N/mm}^2$  fast verdoppelt, zeigt die Kontaktdruckkurve mittlere Pressungsänderungen im einstelligen Prozentbereich. Bei genauerer Betrachtung der Deformationen in der PEEKCF30-Oberfläche fällt auf, dass die Fasern als härtere Inklusionen wenig Deformation aufweisen. Die Deformation tritt primär in der umgebenden Matrix auf, wodurch die geringe Abweichung in den Kontaktdruckkurven erklärt wird. Dadurch, dass sich keine signifikanten Abhängigkeiten bezüglich der vorgestellten Fasermaterialmodellierungen nach **Tabelle 4.1** zeigen, werden die Kohlenstofffasern der folgenden Rechnungen mittels MFH und  $FOT_{\min}$  modelliert.

Der nächste Abschnitt stellt eine Parameterstudie bezüglich der Fasertiefe dar. Für bisherige Rechnungen wurde eine Fasertiefe von  $t_{Fi} = 3.5 \mu\text{m}$  angenommen. Der Durchmesser der Fasern entspricht  $7 \mu\text{m}$ . Da die Fasern in der Verschleißoberfläche vorrangig eine Breite von ca.  $7 \mu\text{m}$  aufweisen, kann die Annahme getroffen werden, dass die Fasern im Mittel zur Hälfte verschlissen sind. Mit der zusätzlichen Annahme, dass alle Fasern parallel in der Oberfläche liegen, ergibt sich eine Fasertiefe von  $3.5 \mu\text{m}$ . **Abbildung 4.9** zeigt die Kontaktdruckkurven mit variierenden Fasertiefen.



**Abbildung 4.9:** Vergleich der Kontaktdruckkurven mit unterschiedlicher Fasertiefe. Fasern nach MFH und  $FOT_{\min}$  modelliert. Matrix- und RVE-Eigenschaften gelten für  $20^\circ\text{C}$ .

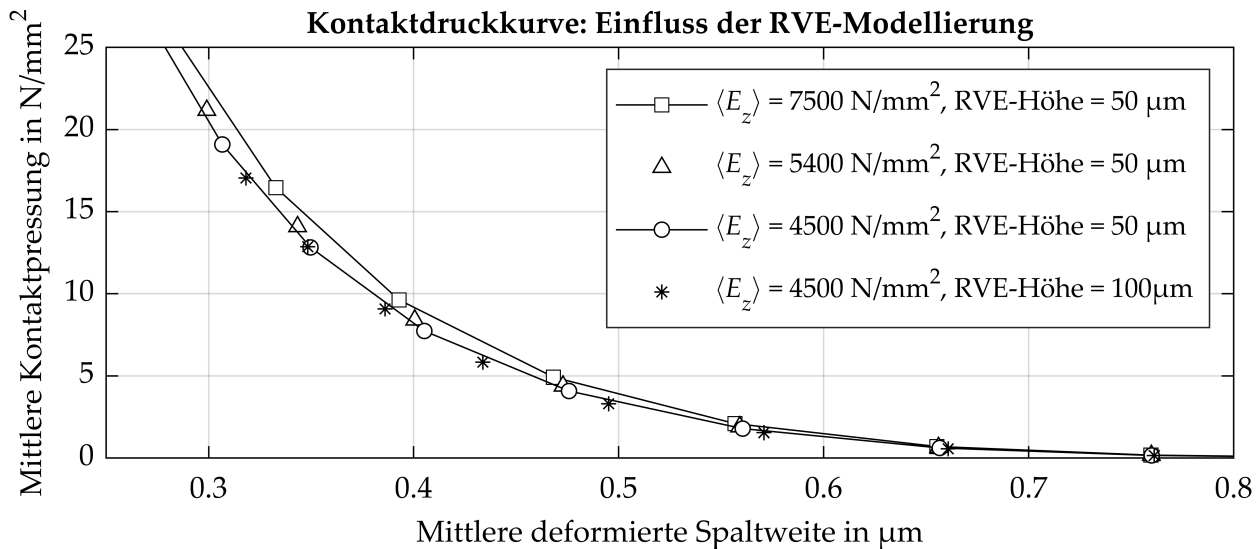


Die Wahrscheinlichkeit steigt, dass die Fasern aus der Oberfläche herausgebrochen werden, sobald eine geringere Tiefe als der halbe Durchmesser vorliegt. Aus diesem Grund wird als kleinste Fasertiefe  $3\text{ }\mu\text{m}$  gewählt. Insgesamt zeigt sich eine geringe Abhängigkeit der Kontaktdruckkurve von der Fasertiefe. Die Reihenfolge der Kurven ist plausibel. Je tiefer die Fasern modelliert sind, desto steifer ist die Kontaktdruckkurve. Da ein Großteil der Fasern in der Oberfläche nicht bis auf den halben Durchmesser verschleißt, ist die Wahrscheinlichkeit hoch, dass die mittlere Fasertiefe über  $3.5\text{ }\mu\text{m}$  liegt. Die durchgeführten Experimente zeigen je nach Verschleißzustand einen sichtbaren Faseranteil in der Oberfläche zwischen 2 - 27 % (siehe Kapitel 5), wobei PEEKCF30 im Mittel einen Faser-volumenanteil von ca. 23 % aufweist. In der vorliegenden Modellierung ist der sichtbare Faseranteil über die gesamte PEEKCF30-Oberfläche konstant und ändert sich erst im RVE zu ca. 23 Vol.-%. Die Höhe der PEEKCF30-Oberfläche skaliert sich mit der Fasertiefe (vgl. **Abbildung 4.3 rechts**). Aus diesem Grund sollte die Fasertiefe nicht zu groß gewählt werden, um einen realitätsnahen Faseranteil im gesamten Modell zu gewährleisten. Da sich eine geringe Abhängigkeit der Fasertiefe zeigt, wird für alle folgenden Simulationen der Standard der Fasertiefe von  $t_{Fi} = 4\text{ }\mu\text{m}$  festgelegt.

### **Einfluss: RVE, Temperatur und Plastizität**

Dieser Abschnitt diskutiert den Einfluss des RVEs sowie der Polymermatrix bzgl. Temperatur und Plastizität auf die Kontaktdruckkurve. Kapitel 3.2 zeigt, dass die Bestimmung der Faserverteilung und des Faseranteils mit Streuungen und Unsicherheiten behaftet ist. Der Einfluss dieser Schwankungen auf die Kontaktdruckkurve ist in **Abbildung 4.10** dargestellt. Die Matriceigenschaften in der PEEKCF30-Oberfläche gelten für  $140\text{ }^\circ\text{C}$ . Durch die niedrige Steifigkeit wird eine entsprechend große Verformung induziert. Dieser Zustand zeigt die größten Abhängigkeiten der Kontaktdruckkurve bzgl. des RVEs. Alle RVEs sind homogen modelliert, da sich keine Änderungen zu heterogenen RVEs zeigen. Die homogenen effektiven Eigenschaften des RVEs gelten entsprechend **Tabelle 3.5** und wurden über MFH bestimmt. Die RVE-Höhe wird für den Extremfall einer geringen Steifigkeit mit  $\langle E_z \rangle = 4500\text{ N/mm}^2$  (entspricht ca.  $150\text{ }^\circ\text{C}$ ) analysiert. Die Kontaktdruckkurven mit einer RVE-Höhe von  $100\text{ }\mu\text{m}$  im Vergleich zu  $50\text{ }\mu\text{m}$  zeigen keine signifikanten Unterschiede. Dadurch wird für alle folgenden RVEs eine Höhe von  $50\text{ }\mu\text{m}$  festgelegt, um die Unabhängigkeit der Deformationen der Rauheiten von den Verschiebungsrandbedingungen des RVEs zu gewährleisten.

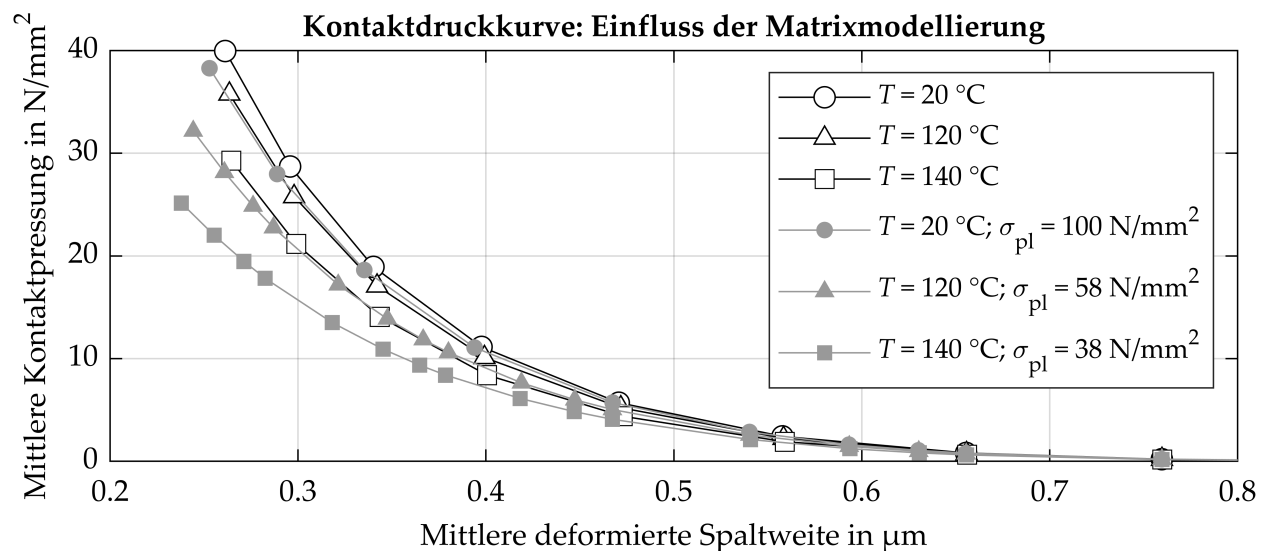
Die effektiven Steifigkeiten in z-Richtung des RVEs mit - FOT<sub>min</sub>;  $140\text{ }^\circ\text{C}$  - entsprechen  $5400\text{ N/mm}^2$  und des RVEs mit - FOT<sub>max</sub>;  $20\text{ }^\circ\text{C}$  - entsprechen  $7500\text{ N/mm}^2$ . Diese maximale Diskrepanz der effektiven Steifigkeit in z-Richtung von  $2100\text{ N/mm}^2$  zeigt auf die Kontaktdruckkurve einen minimalen Einfluss. Aus diesem Grund können kleinere Schwankungen der effektiven Eigenschaften des RVEs um wenige  $100\text{ N/mm}^2$  durch Streuungen und Unsicherheiten der Faserverteilung und des Faseranteils vernachlässigt werden. Für alle folgenden RVE-Modellierungen werden die effektiven Eigenschaften nur temperaturabhängig nach **Abbildung 3.5** mit FOT<sub>avg</sub> nach **Abbildung 3.3** modelliert. Dabei wird die Temperatur analog zur Temperatur der PEEK-Matrix gewählt.



**Abbildung 4.10:** Vergleich der Kontaktdruckkurven für verschiedene RVE-Modellierungen. Oberflächenmodellierung: Matriceigenschaften gelten für  $T = 140^\circ\text{C}$ ;  $t_{Fi} = 4\mu\text{m}$ ; CF nach MFH und  $\text{FOT}_{\min}$ .

Als letzter Einfluss wird die Modellierung der PEEK-Matrix diskutiert. Zum einen wird die Steifigkeit der PEEK-Matrix entsprechend der Temperatur variiert und zum anderen wird zwischen einem reinen ideal-elastischen und einem ideal-elastisch-plastischen Materialgesetz mit idealer Plastizität unterschieden. Die Materialeigenschaften für die zugehörige Temperatur basieren auf Zugversuchen und sind bereits in **Tabelle 3.2** dargestellt. Als Fließspannung (= Fließgrenze) wird die Streckgrenze gewählt. **Abbildung 4.11** zeigt einen Vergleich der entsprechenden Kontaktdruckkurven. Solange ideal-elastisches Materialverhalten gilt, zeigt sich ein geringer Temperatureinfluss bis  $120^\circ\text{C}$ . Der Temperatureinsprung von  $120^\circ\text{C}$  auf  $140^\circ\text{C}$  zeigt durch den hohen Steifigkeitsverlust der PEEK-Matrix eine signifikant weichere Kontaktdruckkurve. Sobald die Plastizität des Polymers berücksichtigt wird, zeigen sich deutliche Unterschiede zu reinem ideal-elastischem Verhalten. Je höher die Temperatur des Werkstoffes ist, desto geringer ist seine Fließgrenze. Dadurch sind die Differenzen der Kontaktdruckkurve zwischen ideal-elastischem und plastischem Verhalten bei  $140^\circ\text{C}$  am ausgeprägtesten. Je weiter die Körper in den Kontakt treten (= kleinere Spaltweiten), desto ausgeprägter ist die Plastizität und die Divergenz zu ideal-elastischem Verhalten. Bei detaillierter Analyse fällt auf, dass die Plastizität in der Matrix nicht unter den Fasern auftritt. Sie tritt vereinzelt am Rand kleinerer Faserstücke auf. Der größte Teil der Plastizität tritt auf, wenn der Stahlgegenkörper direkt die Matrix kontaktiert. Es stellt sich die grundlegende Frage, ob Plastizität bei der Berechnung der Kontaktdruckkurven berücksichtigt werden sollte. Zum einen stellt Plastizität eine realitätsnähere Beschreibung des Materialverhalten im Vergleich zu reinem ideal-elastischem Verhalten dar und sollte daher berücksichtigt werden. Zum anderen führt Plastizität zu einer bleibenden Änderung der Topographie, welches der Annahme einer „konstanten Rauheit“ widerspricht. Nach der Modellvorstellung werden Rauheiten vermessen, welche bereits verschlissen und plastisch verformt wurden.

Dadurch sollten sie in der Modellierung keine weitere Plastizität erfahren. Zusätzlich können nach dieser Argumentation Spaltweiten in denen ein hoher Anteil an Plastizität vorherrscht, als nicht physikalisch angesehen werden, da sich dadurch von der Messung abweichende Topographien einstellen würden. Diese plastisch-verformten Topographien verfälschen die Kontaktdruckkurve und die Flussfaktoren gleichermaßen. Aus den genannten Gründen wird in dieser Arbeit die Kontaktsimulation mit gemessenen verschlissenen Oberflächen ausschließlich mit ideal-elastischem Materialverhalten durchgeführt.



**Abbildung 4.11:** Vergleich der Kontaktdruckkurven mit 20° bis 140 °C für ideal-elastisches und ideal-elastisch-plastisches Werkstoffverhalten der Polymermatrix.  $t_{Fi} = 4\text{ µm}$ ; CF nach MFH und  $FOT_{min}$ .

### Traganteile von Faser und Matrix

Wie in Kapitel 2.2.2 beschrieben, können makroskopische tribologische Systemeigenschaften wie die Reibungszahl  $f$  über einfache Mischungsregeln aus mikroskopischen Reibungszahlen der einzelnen Phasen nach Gl. 2.10 berechnet werden. Dies war bisher für reale, heterogene Oberflächen nicht möglich, da die Traganteile der einzelnen Phasen nicht hinreichend genau bekannt waren. Mit dem neu entwickelten heterogenen Kontaktmodell eröffnet sich die Möglichkeit, die Traganteile der einzelnen Phasen je nach Belastungszustand zu ermitteln. Dieser Effekt wird im Folgenden untersucht.

Die Normalkraft jeder einzelnen Phase sowie die Reibungszahl der einzelnen Phase gegen den Gegenkörper sind eine nötige Voraussetzung für die Berechnung einer kombinierten Reibungszahl. Die Schwierigkeit besteht im Nichtwissen der spezifischen Reibungszahlen der einzelnen Phasen. Es sind die Reibungszahlen zusätzlich unter dem verwendeten Fluid zu ermitteln. Dabei muss Grenzreibung vorliegen, um den Einfluss durch hydrodynamischen Druck auszuschließen.

Die folgende Übersicht soll helfen, die Größenordnungen der einzelnen Reibungszahlen abzuschätzen.

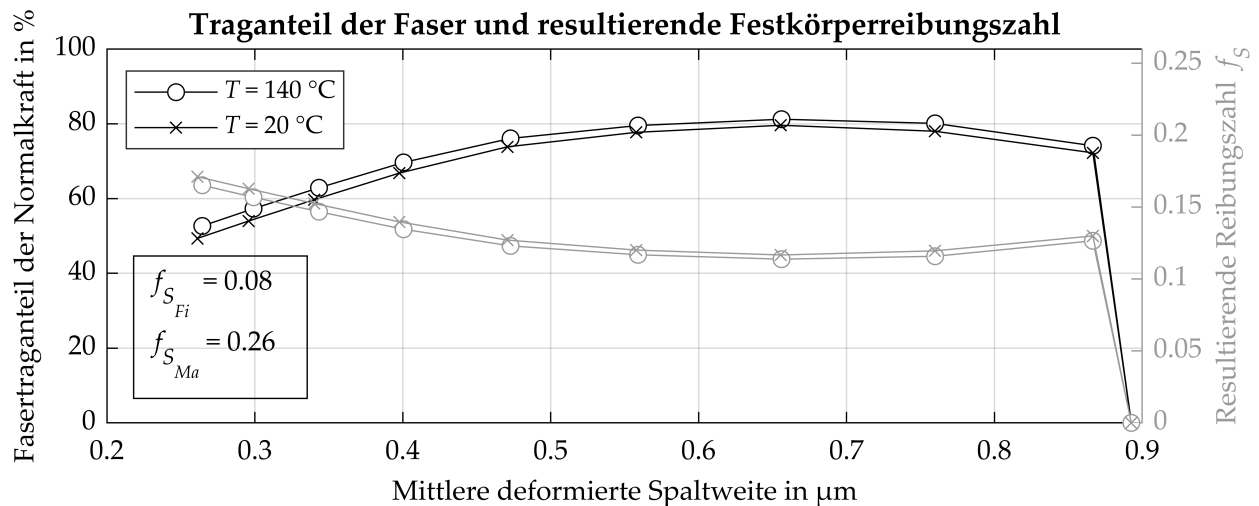
- [184] zeigt eine einzelne Kohlenstofffaser im trockenen Kontakt mit einer drehenden Stahlwelle. Es werden verschiedene Fasertypen über verschiedene Wellenrauheiten und Normalkräfte analysiert. Je höher die Normalkraft oder die Rauheit der Welle ist, desto geringer fällt die Reibungszahl aus. Für eine Welle mit  $R_a = 0.95 \mu\text{m}$  variiert die Reibungszahl zwischen 0.12 und 0.18.
- [166] führt trockene Kratzversuche auf reinem PEEK und verschiedenen Kohlenstofffasern durch. Es zeigt sich, dass die Richtung, in welcher auf den Kohlenstofffasern geprüft wird, irrelevant für die Reibung ist. Die Reibung auf den Fasern ist homogen. Die Reibungszahl von PEEK entspricht dabei 0.35 und die der Kohlenstofffaser min. 0.1.
- [132] zeigt einen Vergleich der Reibungszahlen von PEEK gegen Stahl an einem Stab-auf-Scheibe- und Stab-auf-Block-Tribometer (engl.: pin-on-disc (POD) and pin-on-flat (POF)). Die Reibungszahl schwankt je nach Belastungs-, Geschwindigkeits- und Verschleißzustand auf beiden Tribometern zwischen 0.35 und 0.42.
- [83] stellt Block-on-Ring Versuche mit einem Stahlring und einem PEEK-Block dar. Trocken stellt sich eine Reibungszahl zwischen 0.4 - 0.45 ein. Unter EN590-Mangelschmierung (= Grenzreibungszustand) reduziert sich die Reibungszahl zu 0.21 - 0.28. Je mehr Fluid dem Kontakt zugeführt wird, desto geringer ist die Reibungszahl.
- Selbst durchgeführte Experimente an einem Kugel-Prisma-Tribometer (siehe [151]) können eine minimale Umfangsgeschwindigkeit von 50 mm/s realisieren. Dabei entsprechen die Reibungszahlen unter EN590-Badschmierung von PEEK  $f = 0.08$  und von PEEKCF30  $f = 0.05$ . Da im gemessenen Mischreibungszustand auch Hydrodynamikanteile herrschen, können diese Ergebnisse nicht für den Grenzreibungszustand genutzt werden.
- Die Grenzreibungszahl am Gleitlagerprüfstand für die PEEKCF30-Buchse gegen eine Stahlwelle unter EN590-Badschmierung liegt zwischen 0.11 und 0.15 abhängig von der Temperatur und vom Verschleißzustand (siehe Kapitel 5.2 und 5.3).

Diese Ergebnisse führen zu mehreren Schlussfolgerungen. Die Reibungszahl von PEEK gegen Stahl ist größer als die Reibungszahl von Kohlenstofffasern gegen Stahl. Die Reibung für PEEK und CF sinkt, sobald sie mit EN590 benetzt sind. Insgesamt ergeben sich für die spezifischen Festkörperreibungszahlen von CF und PEEK gegen Stahl in EN590 folgende Grenzen:

$$f_{S_{Fi}} \leq 0.1 \quad f_{S_{Ma}} \in [0.21, 0.28] \quad (4.1)$$

Zusätzlich muss sich im Mittel eine kombinierte Grenzreibungszahl für PEEKCF30 gegen Stahl in EN590-Badschmierung von ca. 0.11 - 0.15 einstellen, um die Randbedingungen für das Tribosystem Gleitlagerprüfstand zu erfüllen.

**Abbildung 4.12** zeigt die Traganteile der Fasern aus der Kontaktsimulation mit 20 °C und 140 °C. Die zugehörigen Kontaktdruckkurven sind im vorherigen Abschnitt in **Abbildung 4.11** gezeigt. Die Oberflächen treten ab einer Spaltweite von 0.87 µm in Kontakt. Zuvor ist der Traganteil der Fasern Null. Im relevanten Bereich bis 0.5 µm Spaltweite tragen die Fasern ca. 75 bis 80 % der Normallast. Dieser Anteil sinkt, sobald die Stahlrauheiten bei kleineren Spaltweiten vermehrt mit der PEEK-Matrix in Kontakt treten. Die Kurve mit 140 °C liegt marginal über der 20 °C-Kurve, da die weichere Matrix weniger Kräfte aufnimmt und die Fasern diesen Anteil kompensieren. Zusätzlich ist die kombinierte bzw. resultierende Festkörperreibungszahl über der Spaltweite dargestellt mit exemplarischen Festkörperreibungszahlen der Faser ( $f_{S_{Fi}} = 0.08$ ) und der Matrix ( $f_{S_{Ma}} = 0.26$ ). Auch wenn die Fasern nur ca. 20 % der rauen Oberfläche bedecken tragen sie bis zu 80 % der Last und dominieren dadurch die resultierende Reibungszahl.



**Abbildung 4.12:** Traganteile der Fasern an der gesamten Normalkraft. Kombinierte Reibungszahl als Linearkombination aus Faser- und Matrixanteilen.  $t_{Fi} = 4 \mu\text{m}$ ; CF nach MFH und  $FOT_{\min}$ .

Dieser Umstand erklärt auch, warum die Reibungszahl von Polymeren signifikant sinkt, sobald geringe Kohlenstofffaseranteile hinzugegeben werden (vgl. [139]). Der Unterschied in der kombinierten Reibungszahl zwischen 20 °C und 140 °C wird als insignifikant deklariert. Die gezeigte kombinierte Reibungszahl bzw. der Traganteil der Faser kann als Werkzeug dienen, das Reibungsverhalten bzgl. Normalkraft und Oberflächenrauheit zu analysieren. Dabei sind die spezifischen Reibungszahlen mit starken Unsicherheiten belastet und für eine belastbare Produktauslegung vorher experimentell zu bestimmen.

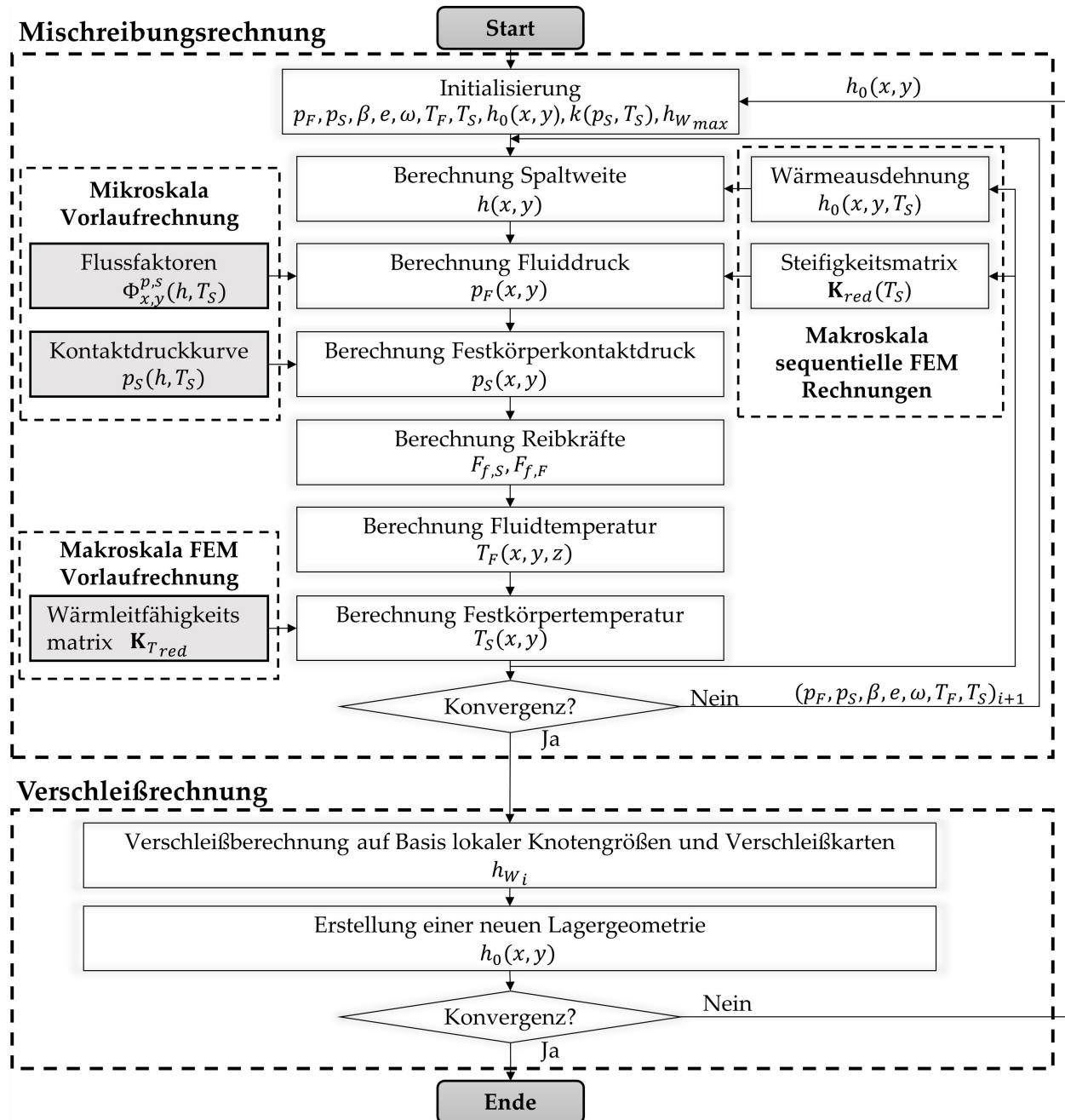
**Zusammenfassung**

Insgesamt zeigt sich das heterogene Kontaktmodell sehr robust gegenüber den vorgestellten Modellierungsmöglichkeiten. Die Transformationsgenauigkeit der LM-Aufnahme zeigt keinen signifikanten Einfluss auf die Kontaktdruckkurve. Die Abweichungen der effektiven Eigenschaften des RVEs durch Schwankungen in der Faserverteilung sowie im Faseranteil sind im Bezug auf die Kontaktdruckkurve insignifikant. Für die Modellierung der Fasern ist es unerheblich, ob sie über MFH oder CLT modelliert werden. MFH lässt sich physikalisch plausibler begründen und wird im Folgenden weiter verwendet. Zusätzlich wurde eine Fasertiefe von 4  $\mu\text{m}$  herausgearbeitet, welche für die Kontaktsimulationen dieser Arbeit als Standard festgelegt wird. Die Eigenschaften der PEEK-Matrix zeigen den größten Einfluss in der Kontaktsimulation. Besonders für Temperaturen  $\geq 120^\circ\text{C}$  zeigen sich durch den Steifigkeitsverlust der Matrix deutliche Abweichungen der Kontaktdruckkurve im Vergleich zu  $20^\circ\text{C}$ . Alle Kontaktsimulationen dieser Arbeit werden ideal-elastisch modelliert, da ausschließlich bereits verschlissene und plastifizierte Oberflächen eingesetzt werden. Abschließend wird die Möglichkeit einer kombinierten, spaltweitenabhängigen Festkörperreibungszahl analysiert, welche sich aus den Traganteilen der Faser und der Matrix ergibt.

Im Folgenden bleiben die gefundenen Standardeinstellungen der Mikroskalensimulation erhalten und werden in der Makroskalensimulation übernommen, sobald sie von Relevanz sind.

## 4.3 Erweiterung Makroskala

Dieses Kapitel beschreibt und diskutiert die Modell- und Simulationserweiterungen auf der Makroskala. **Abbildung 4.13** zeigt das Struktogramm, in welchem alle makroskopischen Modellerweiterungen enthalten sind [154].



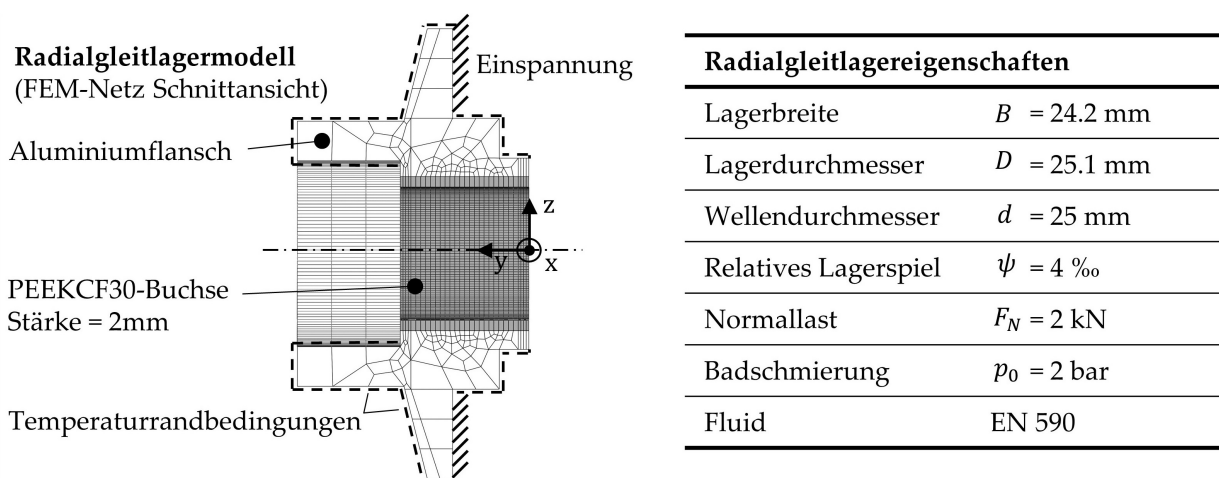
**Abbildung 4.13:** Struktogramm der Mischreibungssimulation mit makroskopischen Modellerweiterungen: Temperaturabhängige Mischreibungskennfelder  $p_S(h, T_S)$ ,  $\Phi_{x,y}^{p,s}(h, T_S)$ ; temperaturabhängige Steifigkeitsmatrix  $\mathbf{K}_{red}(T_S)$ ; Wärmeausdehnungsberechnung  $h_0(x, y, T_S)$ ; Wärmetransport der Welle  $\mathbf{K}_{T_{red}}$ ; nachgelagerte Verschleißberechnung  $h_0(x, y)$ .

Der obere Teil zeigt die Mischreibungsrechnung und der untere Teil die Verschleißrechnung. Die Ausgangssituation für die Erweiterung ist in **Abbildung 2.14** dargestellt. Die grau-hinterlegten Inputgrößen stammen aus Vorlaufrechnungen und werden während der Makrosimulation konstant gehalten. Im Folgenden wird zuerst das Gleitlagermodell dargestellt. Anschließend werden folgende makroskopische Modellerweiterungen und deren Einfluss auf Reibung bzw. Verschleiß diskutiert:

- Thermisch drehende Welle:  $\mathbf{K}_{T_{red}}$
- Temperaturabhängige Mischreibungskennfelder:  $p_S(h, T_S)$ ,  $\Phi_{x,y}^{p,s}(h, T_S)$
- Temperaturabhängige makroskopische Steifigkeit:  $\mathbf{K}_{red}(T_S)$
- Temperaturdehnung:  $h_0(x, y, T_S)$
- Verschleißsimulation:  $h_0(x, y)$

### Gleitlagermodell

Die Gleitlagersimulation orientiert sich an dem verwendeten Gleitlagerprüfstand (siehe Kapitel 5.1). Dadurch wird als Gleitlager ein Aluminiumgehäuse mit eingepresster PEEKCF30-Buchse verwendet. **Abbildung 4.14** zeigt die relevanten Gleitlagereigenschaften im Überblick. Zuvor durchgeführte Netzkonzergenzstudien führten zu dem gezeigten FEM-Netz. Die Elemente in der Lagerschale besitzen eine Größe von 0.5 mm in Umfangsrichtung und 0.9 mm in axialer Richtung (= y-Richtung). An den axialen Rändern kommt es naturgemäß zu Kantenträgern mit hohen lokalen Festkörperkontaktdrücken, welche in der EHD-Simulationen sehr genau aufgelöst werden müssen. Deshalb wird der axiale Rand über 2 mm feiner mit 0.5 mm × 0.5 mm diskretisiert. Die Diskretisierung der Wärmeleitung kann auf einem um Faktor 5 größeren Netz erfolgen. Jedoch muss das strukturmechanische und thermische Netz für das verwendete Mischreibungsberechnungsprogramm identisch sein. Somit werden beide Teilsimulationen auf dem gezeigten Netz durchgeführt (siehe **Abbildung 4.14**).



**Abbildung 4.14:** FEM-Simulationsmodell des Gleitlagers inklusive mechanischen und thermischen Randbedingungen.



Die mechanischen Randbedingungen liegen rotationssymmetrisch als Einspannung an einer Fläche vor. Die thermischen Randbedingungen ( $= T_{BC}$ ) liegen als konstante Temperatur an der kompletten Außengeometrie des Aluminiumgehäuses vor. Die Flächen kurz vor der PEEKCF30-Buchse sind ausgespart, da hier keine konstanten Temperaturrandbedingungen gelten. Die RDGL in TRIBOSIM wird nach einem Multilevel-Verfahren gelöst. Auf dem letzten Level liegt eine Elementgröße des Fluidnetzes von ca.  $0.1 \text{ mm} \times 0.1 \text{ mm}$  vor. Die strukturmechanischen und thermischen Netze werden auf das feinere Fluidnetz interpoliert.

Für das Fluid wird eine Badschmierung mit konstantem Druck von 2 bar und konstanter Temperatur angenommen. Es werden zwei Temperaturrendbedingungen geprüft:  $20^\circ$  und  $80^\circ \text{C}$ . Die Temperaturrendbedingungen  $T_{BC}$  gelten sowohl für die Fluideintrittstemperatur des Lagers als auch für die thermischen Randbedingungen von Lager und Welle nach **Abbildung 4.14**.

Die Normalkraft beträgt für alle Rechnungen 2 kN. Dies entspricht einer mittleren Pressung von ca.  $3.3 \text{ N/mm}^2$ . Hydrodynamisch arbeitende, hoch belastete Gleitlager arbeiten bei weit höheren Pressungen, da sie das Mischreibungsgebiet nur kurz durchfahren. Auf Grund der Badschmierung, führen höhere Kräfte zu einem Aufschmelzen des Lagers, da die Wärme nicht ausreichend aus dem Kontakt transportiert wird (vgl. Kapitel 5.1).

Das Mischreibungskennfeld basiert auf den Rauheiten der Welle und Buchse (vgl. **Abbildung 4.4**) des vorherigen Kapitels. Die makroskopische Geometrie ist glatt. Dadurch entspricht die Form von Welle und Buchse einem idealen Zylinder. Die Welle wird analog zum Prüfstand auf 210 mm eingespannt und mittig durch das Gleitlager belastet. Bei 2 kN Belastung wird die Welle mittig um  $95.8 \mu\text{m}$  zusammen mit dem Gleitlager verschoben. Durch die Durchbiegung der Welle entsteht zwischen Lagerrand und Lagermitte eine Höhendifferenz von  $1.8 \mu\text{m}$ . Somit werden Kantenträger in der Gleitlagerbuchse verstärkt.

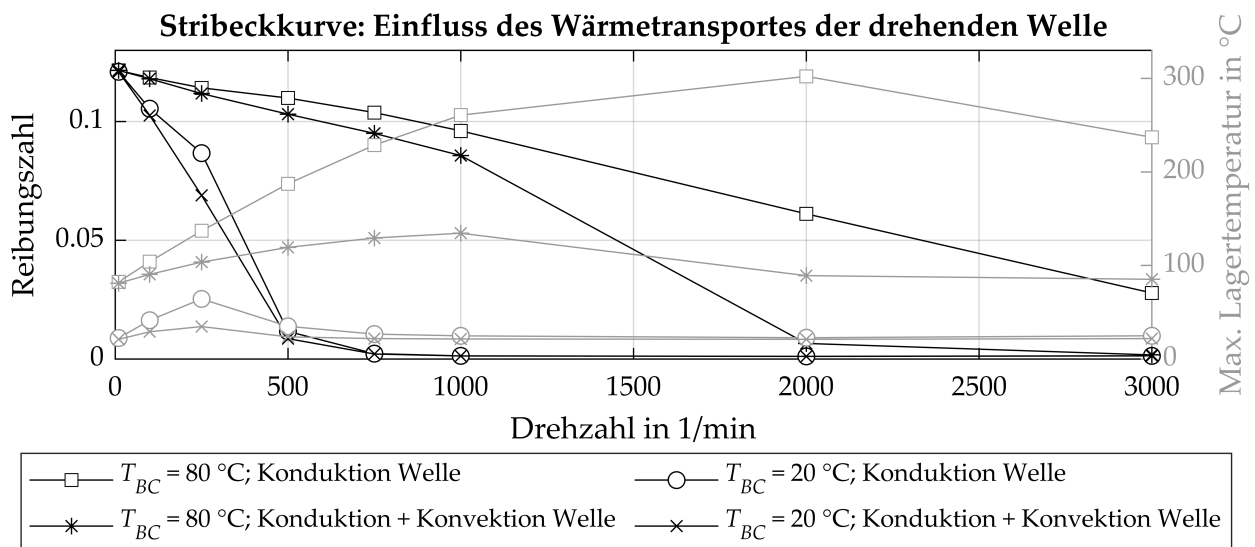
Die Viskosität des Fluides wurde über Hochdruckviskosimetermessungen (vgl. Kapitel 2.2.1) bis 2000 bar und  $100^\circ \text{C}$  bestimmt. Die freien Parameter der Gleichung nach BODE [28, 27] werden über die Messwerte bestimmt. Dadurch können Viskositäten für Temperaturen über  $100^\circ \text{C}$  extrapoliert werden. In allen Rechnungen wird ein masseeerhaltender Kavitationsalgorithmus verwendet (vgl. Kapitel 2.3.2). Der Festkörperreibkoeffizient wird zur verbesserten Vergleichbarkeit mit  $f_S = 0.12$  als konstant über Last, Temperatur und Gleitgeschwindigkeit angenommen.

### 4.3.1 Mischreibungssimulation - Temperatureffekte

In diesem Kapitel werden die Erweiterungen der Mischreibungssimulation auf der Makroskala analysiert. Es handelt sich ausschließlich um thermische Effekte. Vier verschiedene Punkte werden diskutiert: Wärmetransport durch die drehende Welle, temperaturabhängige Mischreibungskennfelder, temperaturabhängige Bauteilsteifigkeit ( $=$  Steifigkeitsmatrix) und Wärmeausdehnung von Lager und Welle. Zur Analyse wird die Stribeckkurve jeweils mit und ohne Erweiterung gezeigt. Es wird das oben beschriebene Gleitlagermodell simuliert.

### Einfluss: Thermisch drehende Welle

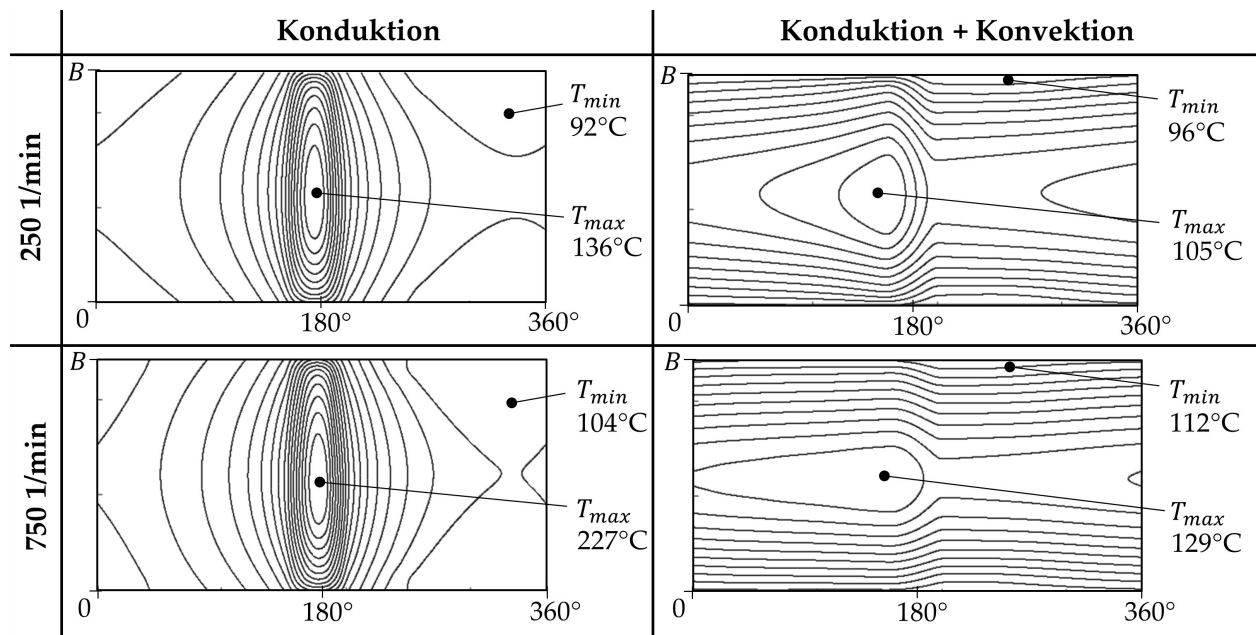
Die stationäre Drehung der Welle wird, wie in Kapitel 2.3.2 beschrieben, als rotationssymmetrischer Massenstrom modelliert. Für jede Drehzahl wird der Wärmetransport durch die Drehung der Welle (= Konvektion) mit der Wärmeleitung der Welle zu einer Wärmeleitfähigkeitsmatrix kombiniert und anschließend statisch reduziert. Dadurch ändert sich nur die physikalische Bedeutung der Matrix  $\mathbf{K}_{T_{red}}$  und die vorhandene Softwarearchitektur von TRIBOSIM kann weiter genutzt werden. Die Wärmeleitfähigkeit sowie der Massestrom der Welle werden als Elementmatrizen aus dem FEM-Program ABAQUS extrahiert. Anschließend erfolgt die Assemblierung und statische Reduktion in dem Programm MATLAB. **Abbildung 4.15** zeigt die Stribeckkurven für 20 °C und 80 °C mit und ohne Berücksichtigung des Wärmetransportes durch Konvektion. Erwartungsgemäß tritt das Gleitlager bei  $T_{BC} = 20$  °C im Vergleich zu  $T_{BC} = 80$  °C durch die höhere Viskosität bei geringeren Drehzahlen in die Hydrodynamik ein. Sobald der Wärmetransport durch die drehende Welle berücksichtigt wird, sinkt die gesamte Reibungszahl.



**Abbildung 4.15:** Stribeckkurven mit und ohne Berücksichtigung der thermischen Konvektion durch die drehende Welle bei  $T_{BC} = 20$  °C und  $T_{BC} = 80$  °C. PEEKCF30 besitzt keine temperaturabhängigen Materialeigenschaften.

Der Grund liegt in der temperaturabhängigen Viskosität des Fluides. Durch den erhöhten Wärmetransport der Welle sinkt die Temperatur von Welle, Lager und Fluid, da mehr Wärme aus dem Mischreibungsgebiet abgeführt wird (siehe **Abbildung 4.15** - max. Lagertemperatur). Die geringere Temperatur des Fluides führt zu einer erhöhten Viskosität, welche den hydrodynamischen Druckaufbau unterstützt. Dieser Effekt ist besonders bei  $T_{BC} = 80$  °C ausgeprägt. Ohne Berücksichtigung der Konvektion steigt die lokale, maximale Lagertemperatur bei 2000 U/min und 80 °C Umgebungstemperatur auf über 300 °C. Mit Berücksichtigung der Konvektion beträgt die maximale Lagertemperatur nur 95 °C. Dies verdeutlicht die Relevanz der korrekten Modellierung des Wärmehaushaltes der Welle.

Zum weiterführenden Verständnis stellt **Abbildung 4.16** die Temperatur der Wellenoberfläche über die gesamte Lagerbreite dar. Es werden zwei Drehzahlen mit und ohne Konvektion der Welle betrachtet. Ohne Konvektion der Welle wird der Wärmetransport nur über Konduktion modelliert. Es gibt einen Wärmeeintrag im Mischreibungsbereich bei ca.  $180^\circ$ . Dort herrscht die maximale Temperatur. Von diesem Punkt wird die Wärmeenergie der Welle über Wärmeleitung der Welle sowie über das Fluid abgeführt. Das Temperaturfeld des Fluides ist nicht rotationssymmetrisch, da es vor dem Eintritt in das Mischreibungsbereich die geringste Temperatur aufweist. Das Temperaturfeld der Welle mit reiner Konduktion ist bei  $180^\circ$  nicht spiegelsymmetrisch, da das Fluid rotatorisch um die Welle strömt.



**Abbildung 4.16:** Wellenoberflächentemperatur über die Lagerbreite  $B$  aus Mischreibungssimulationen mit und ohne Konvektion der Welle. Beispielhaft für 250 U/min und 750 U/min gezeigt.

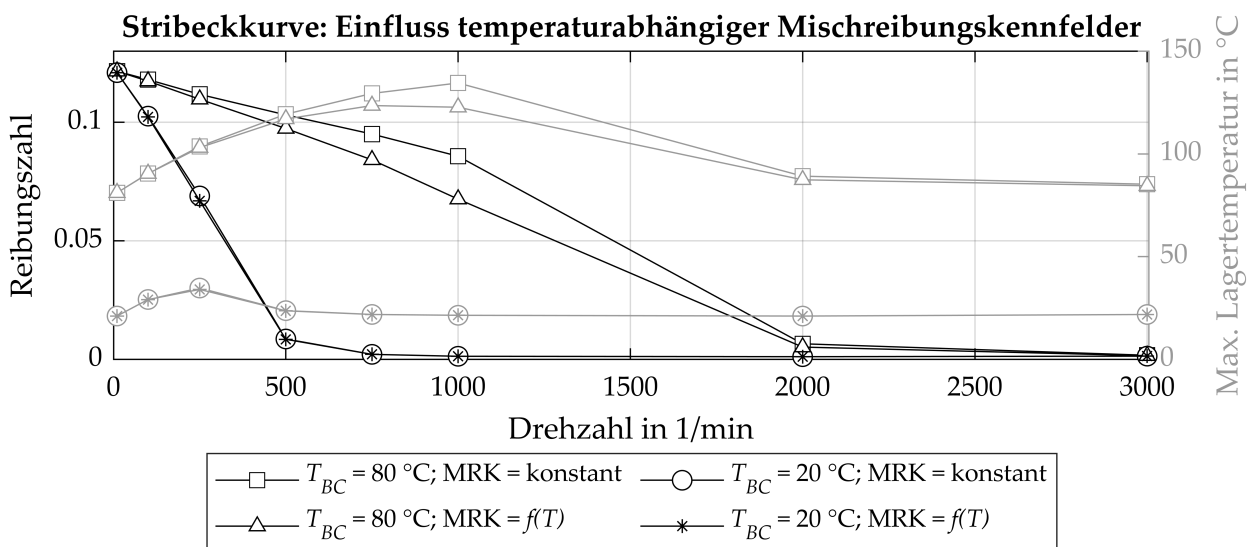
Sobald der Wärmetransport durch die Drehung der Welle berücksichtigt wird, stellt sich ein qualitativ verschiedenes Temperaturfeld ein. Durch die Konvektion homogenisiert sich die Temperatur der Welle. Die maximalen Temperaturen nehmen stark ab, während die minimalen Temperaturen zunehmen. Je höher die Konvektion (= je höher die Drehzahl) desto größer ist dieser Effekt. Für  $\omega \rightarrow \infty$  würde sich ein rotationssymmetrisches Temperaturfeld auf der Wellenoberfläche ergeben.

Die Modellierung des Wärmehaushaltes mit Berücksichtigung der Konvektion der Welle entspricht einer aufwendigen und realitätsnäheren Modellierung. Die Ergebnisse führen zu qualitativ unterschiedlichen und plausiblen Ergebnissen im Vergleich zu einer reinen Modellierung der Konduktion der Welle. Für alle folgenden Simulation wird der Wärmetransport durch die Drehung der Welle berücksichtigt.

### Einfluss: Temperaturabhängige Mischreibungskennfelder

Auf der Mikroskala werden verschiedene Mischreibungskennfelder (MRK) für unterschiedliche Temperaturen berechnet (siehe vorheriges Kapitel 4.2.2). Es wird in dem FEM-Modell der rauen Oberflächen ausschließlich die Steifigkeit der PEEK-Matrix auf die zu simulierende Temperatur angepasst. Die Steifigkeit des Stahls sowie der Kohlenstofffasern werden isotherm modelliert, da sich ihre Eigenschaften im relevanten Temperaturbereich nicht signifikant ändern. Es werden Mischreibungskennfelder für 20 °C bis 140 °C erstellt (vgl. **Abbildung 4.11**). In der Makrosimulation sind dadurch der Festkörperkontaktdruck  $p_s$  sowie die Flussfaktoren  $\Phi^{p,s}$  zusätzlich zu der Spaltweite  $h$  auch von der Lagertemperatur  $T_s$  abhängig. Zwischen den Temperaturstützstellen wird linear interpoliert. Diese Modellierung erlaubt es, die Temperaturabhängigkeit der Rauheit in der Makroskala zu berücksichtigen.

**Abbildung 4.17** stellt die Stribeckkurven für  $T_{BC} = 20\text{ °C}$  bzw.  $80\text{ °C}$  mit und ohne temperaturabhängige MRK dar. Da die Kontaktdruckkurve ab  $100\text{ °C}$  einen signifikanten Unterschied zu  $20\text{ °C}$  aufweist (vgl. **Abbildung 4.11**), ist der Unterschied in den Stribeckkurven erst bei Lagertemperaturen  $> 100\text{ °C}$  zu erkennen.



**Abbildung 4.17:** Stribeckkurven mit und ohne temperaturabhängige Mischreibungskennfelder (MRK) bei  $T_{BC} = 20\text{ °C}$  und  $T_{BC} = 80\text{ °C}$ .

Für  $T_{BC} = 20\text{ °C}$  liegt die maximale Lagertemperatur für alle Rechnungen unter  $40\text{ °C}$ . Dadurch ist der Einfluss der temperaturabhängigen MRK gering und die Stribeckkurven zeigen keine signifikanten Unterschiede. Für  $T_{BC} = 80\text{ °C}$  zeigt die Stribeckkurve mit temperaturabhängigen MRK im Mischreibungsgebiet geringere Reibungszahlen im Vergleich zu isothermen MRK für ausschließlich  $20\text{ °C}$ . Es treten Temperaturen bis ca.  $135\text{ °C}$  auf. An den Rechenknoten mit hoher Temperatur werden die entsprechenden „weichen“ MRK verwendet. Durch die nachgiebigere Kontaktdruckkurve wird bei gleicher Spaltweite weniger Kraft über die Rauheitsspitzen übertragen und die Spaltweite sinkt. Durch geringere Spaltweiten steigt der hydrodynamische Druckaufbau.

Der Anteil der Normalkraft, welcher über das Fluid getragen wird, steigt, während der Anteil des Festkörperkontaktes an der Normalkraft sinkt. Somit verringert sich insgesamt die Reibungszahl. Dieser Effekt ist besonders im Mischreibungsgebiet ausgeprägt, wenn Fluid und Festkörper ähnliche Anteile an der Gesamtlast aufnehmen.

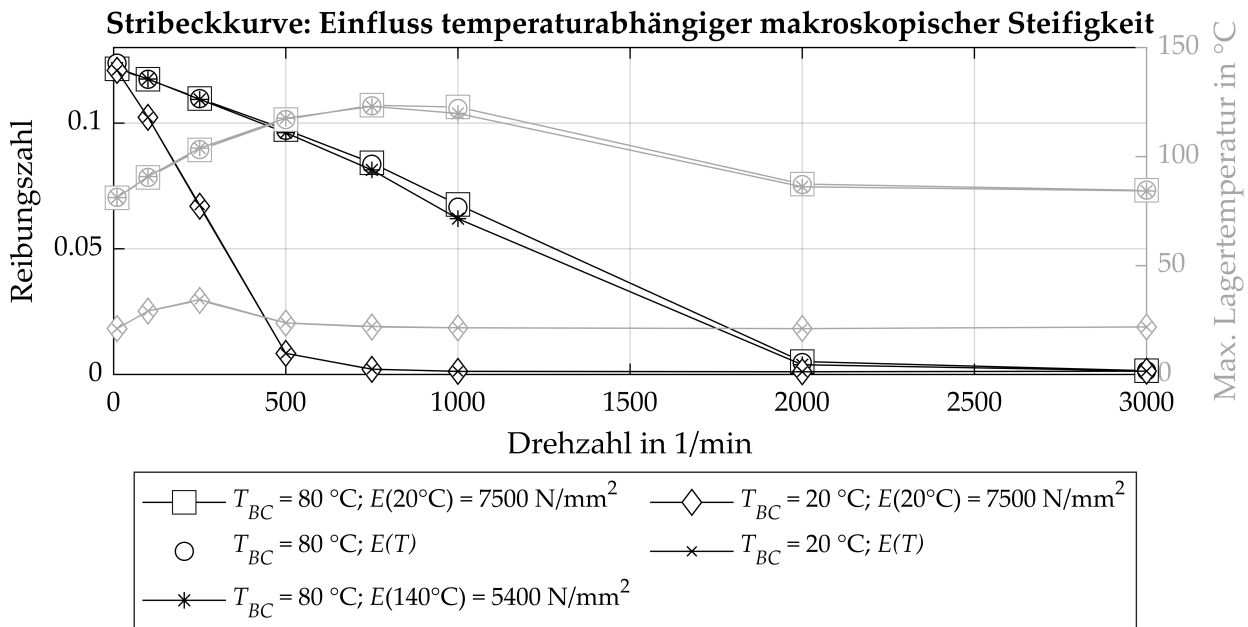
Temperaturabhängige MRK führen zu unterschiedlichen Ergebnissen, sobald Temperaturen herrschen, an welchen sich die mechanischen Eigenschaften des Polymers signifikant ändern. Im vorliegenden Fall entspricht dies ca. 100 °C. Als Nachteil sind temperaturabhängige MRK numerisch aufwendig, da das Kontaktproblem für verschiedene Steifigkeiten bzw. Temperaturen gelöst wird. Dennoch werden für alle folgenden Simulationen temperaturabhängige Mischreibungskennfelder berücksichtigt, da a priori nicht sichergestellt werden kann, welche lokalen maximalen Temperaturen im Lager herrschen.

#### **Einfluss: Temperaturabhängige, makroskopische Steifigkeit**

Die Temperaturabhängigkeit der gesamten PEEKCF30-Buchse wird über eine zusätzliche Kopplung zwischen der EHD-Rechnung und der Steifigkeitsmatrixberechnung berücksichtigt. Hierfür wird das Temperaturfeld der Gleitlageroberfläche  $T_S(x, y)$  aus der konvergierten EHD-Rechnung an die FEM-Rechnung übergeben, welche das Temperaturproblem erneut löst und dadurch die Temperaturverteilung des gesamten Bauteils ermittelt. Auf dieser Basis wird eine neue Steifigkeitsmatrix erstellt, welche die Temperatureffekte der Steifigkeit im gesamten Bauteil berücksichtigt. Mit der neuen Steifigkeitsmatrix wird die EHD-Rechnung erneut durchgeführt. Dieser Vorgang der iterativen Kopplung wird als konvergiert angesehen, sobald die Reibungszahl nicht mehr als 1 % von der vorherigen Iteration abweicht. Dieses Verfahren wird nur für den Aluminiumflansch mit PEEKCF30-Buchse durchgeführt. Die Steifigkeit der Stahlwelle wird als konstant angenommen.

**Abbildung 4.18** zeigt die resultierenden Stribeckkurven für  $T_{BC} = 20\text{ °C}$  bzw.  $80\text{ °C}$  mit und ohne temperaturabhängiger Steifigkeitsmatrix. Wie im oberen Abschnitt erwähnt, ändern sich die mechanischen Eigenschaften von PEEK bis 100 °C nicht signifikant. Dadurch sind die Stribeckkurven für  $T_{BC} = 20\text{ °C}$  mit einer maximalen Lagertemperatur von ca. 35 °C identisch. Für  $T_{BC} = 80\text{ °C}$  werden drei Stribeckkurven mit unterschiedlichen Steifigkeitsmatrizen gezeigt. Es ist zu beobachten, dass die Stribeckkurven mit nachgiebigeren Steifigkeiten geringere Reibungszahlen aufweisen. Dieser Umstand resultiert aus einem verbesserten hydrodynamischen Druckaufbau für „weichere“ Kontaktpartner und ist hinreichend in der Literatur zu finden [21]. Den maximal möglichen Einfluss dieser Bauteilsteifigkeit zeigt der Vergleich der Stribeckkurve mit einer Steifigkeitsmatrix für konstante 20 °C ( $= 7500\text{ N/mm}^2$ ) und der Stribeckkurve mit einer Steifigkeitsmatrix für konstante 140 °C ( $= 5400\text{ N/mm}^2$ ). Obwohl im realen Bauteilversuch die gesamte PEEKCF30-Buchse nicht vollständig auf 140 °C erwärmt wird, zeigt dieser Vergleich, dass der maximal mögliche Einfluss der temperaturabhängigen Steifigkeitsmatrix gering ausfällt. Zusätzlich zeigt das Ergebnis auch, dass Streuungen in der makroskopischen effektiven Steifigkeit von einigen  $100\text{ N/mm}^2$  - hervorgerufen durch Streuungen des FOT oder des Faseranteils (vgl. Kapitel 3.2) - keine Signifikanz für die Stribeckkurve des betrachteten Gleitlagers haben.

Die Simulation mit voller Temperaturkopplung zeigt, dass durch die geringe thermische Leitfähigkeit des Polymers die max. Temperaturen ( $T_{S_{max}} = 120\text{ °C}$ ) nur bis 0.1 mm unter der Oberfläche vorherrschen und deckt sich mit Literaturwerten in [198]. Dadurch ist die Stribeckkurve für  $T_{BC} = 80\text{ °C}$  mit temperaturabhängiger Steifigkeitsmatrix  $E(T)$  quasi mit der Stribeckkurve mit  $E(20\text{ °C})$  identisch.



**Abbildung 4.18:** Stribeckkurven mit und ohne temperaturabhängige Steifigkeit der PEEKCF30-Buchse auf der Makroskala bei  $T_{BC} = 20\text{ °C}$  und  $T_{BC} = 80\text{ °C}$

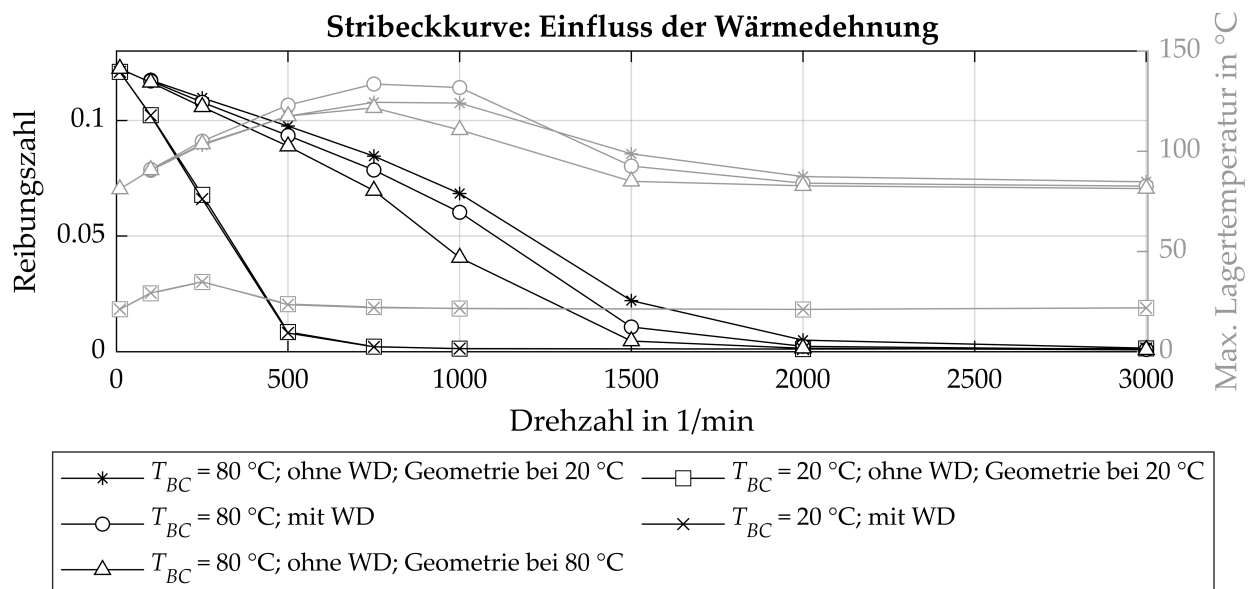
Da sich keine signifikanten Änderungen der Reibungszahlen mit temperaturabhängiger Steifigkeitsmatrix auf der Makroskala ergeben, wird dieser Einfluss im Folgenden nicht weiter berücksichtigt. Zusätzlich werden hohe Temperaturen im oberflächennahen Bereich bereits durch temperaturabhängige MRK berücksichtigt.

### **Einfluss: Temperaturdehnung**

Die Temperaturdehnung (= Wärmedehnung (WD)) von Welle und Lager wird über dieselbe iterative Kopplung des vorangegangenen Abschnittes modelliert. Das Temperaturfeld des Lagers sowie der Welle wird aus der konvergierten Mischreibungssimulation an das FEM-Modell (siehe **Abbildung 4.14**) übergeben. Über das FEM-Programm wird das vollständige Temperaturproblem von Welle und Lager inklusive thermischer Dehnung gelöst. Anschließend wird erneut eine Mischreibungssimulation mit den neuen thermisch-deformierten Geometrien der FEM-Rechnung durchgeführt. Ab einer Änderung  $< 1\%$  der Reibungszahl wird Konvergenz definiert. Die mechanische Einspannung im FEM-Modell erfolgt nicht nach **Abbildung 4.14**. Da sich die Einspannung gleichermaßen thermisch verformt und damit die Randbedingung  $u_{x,y,z} = 0$  ungültig wird. Die mechanische Einspannung zur Lösung thermischer Dehnung erfolgt über die Einspannung eines einzelnen, arbiträren Knotens im Modell.

Dadurch werden freie Temperaturdehnungen des gesamten Lagers zugelassen. [114, 233] beschreiben alternative Methoden zum Verhalten von thermischen Dehnungen in Mischreibungssimulationen, indem thermisch verformte Geometrien nach einer statisch-modalen Reduktion direkt in die EHD-Rechnung eingebunden werden. Eine vollständige FEM-Lösung aller Gleichungen inklusive thermischer Dehnung, wodurch keine zusätzlichen Iterationsschnittstellen entstehen, sind in [66, 96, 134] zu finden.

**Abbildung 4.19** zeigt die Stribeckkurven für  $T_{BC} = 20\text{ °C}$  bzw.  $80\text{ °C}$  mit und ohne Wärmedehnung. Die Geometrie bei  $20\text{ °C}$  dient als Ausgangsgeometrie für Welle und Lager, da die Bauteile bei dieser Temperatur vermessen wurden. Dadurch wird bei einer Temperatur von  $25\text{ °C}$  eine entsprechende Wärmedehnung von  $+5\text{ °C}$  berechnet. Die Wärmedehnung ist linear mit konstantem Ausdehnungskoeffizienten nach **Tabelle 3.1** modelliert. Die Stribeckkurve bei  $T_{BC} = 20\text{ °C}$  zeigt keine signifikanten Änderungen sobald die Wärmedehnung berücksichtigt wird, da die maximale Lagertemperatur nur  $15\text{ °C}$  über der Ausgangstemperatur der Basisgeometrie liegt.



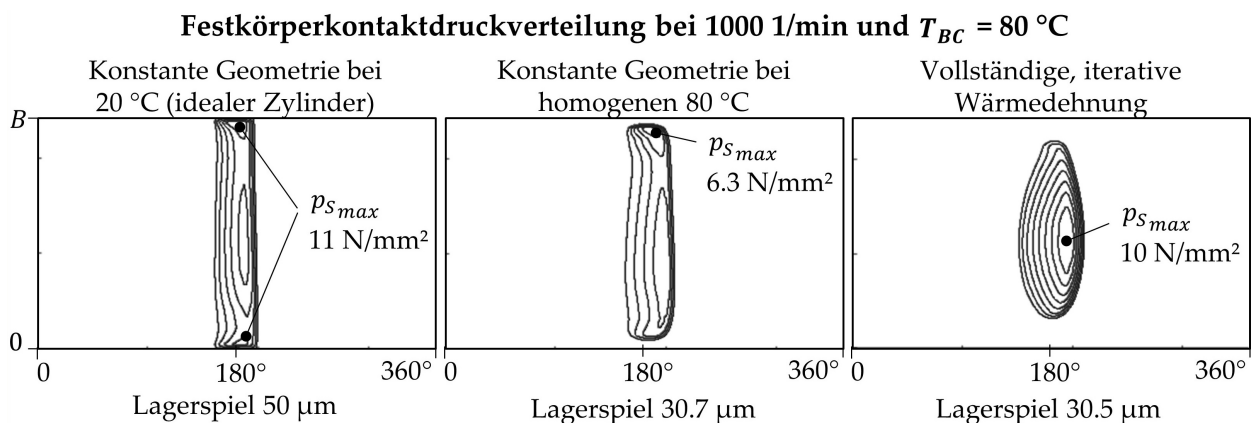
**Abbildung 4.19:** Stribeckkurven mit und ohne thermischer Dehnung von Welle und Lager. Ohne thermische Dehnung wird die Geometrie als konstant angenommen. Es wird ein Vergleich zwischen einer homogenen  $20\text{ °C}$  und  $80\text{ °C}$  Geometrie dargestellt.

Für  $T_{BC} = 80\text{ °C}$  zeigen sich signifikante Unterschiede. Es wird der Fall ohne Wärmedehnung mit einer Geometrie bei  $20\text{ °C}$  (= idealer Zylinder) mit einer Geometrie, welche einer homogenen Wärmedehnung bei  $80\text{ °C}$  entspricht, verglichen. Beide Geometrien sind ohne Wärmedehnung konstant. Durch die homogene Wärmedehnung verkleinert sich der Schmierspalt rotationssymmetrisch und das Lagerspiel verkleinert sich von  $50\text{ }\mu\text{m}$  auf  $30.7\text{ }\mu\text{m}$ . Durch den global kleineren Spalt wird der hydrodynamische Druckaufbau begünstigt. Somit sinkt die Reibungszahl mit homogener Wärmedehnung bei  $80\text{ °C}$  im Vergleich zu der Stribeckkurve mit der Ausgangsgeometrie bei  $20\text{ °C}$ .

Die Stribeckkurve bei  $T_{BC} = 80^\circ\text{C}$  mit vollständiger Wärmedehnung liegt inmitten der beiden erwähnten Stribeckkurven mit stationärer Geometrie. Eine weiterführende Erklärung ermöglicht die Analyse der Festkörperdruckverteilungen in einem Betriebspunkt.

**Abbildung 4.20** stellt die Druckverteilungen der drei Stribeckkurven für  $T_{BC} = 80^\circ\text{C}$  im Arbeitspunkt von 1000 U/min dar. Bei  $20^\circ\text{C}$  (= idealer Zylinder) herrscht Festkörperkontakt entlang der vollen Breite  $B$  des Lagers. An den Lagerrändern ( $y = 0$  und  $y = B$ ) treten Maxima des Festkörperkontaktdruckes auf. Es kommt zu sogenannten Kantenträgern (**Abbildung 4.20 Links**).

Durch die homogene Wärmedehnung des Lagers bei  $80^\circ\text{C}$  weicht der ideale Zylinder einer balligen Kontur. In der Lagermitte kann die Wärmedehnung nur radial erfolgen, wohingegen die Wärmedehnung am Lagerrand in eine radiale und axiale Komponente aufgeteilt wird. Der Radius der Buchse in der axialen Mitte wächst somit stärker zusammen im Vergleich zu den Lagerrändern. Dadurch tritt an dem äußersten Lagerrand auf einer Breite von ca. 1 mm kein Festkörperkontaktdruck auf (**Abbildung 4.20 Mitte**). Genauso sinkt der maximale Festkörperkontaktdruck von  $11\text{ N/mm}^2$  bei  $20^\circ\text{C}$  auf  $6.3\text{ N/mm}^2$  bei  $80^\circ\text{C}$ . Wie bereits erwähnt, wird dieser Umstand mit steigender Hydrodynamik durch ein global kleineres Lagerspiel erklärt.



**Abbildung 4.20:** Festkörperkontaktdruckverteilung bei  $n = 1000\text{ U/min}$  und  $T_{BC} = 80^\circ\text{C}$ .

**Links:** Konstante Geometrie bei  $20^\circ\text{C}$  (= idealer Zylinder); **Mitte:** Konstante Geometrie mit homogener Wärmedehnung bei  $80^\circ\text{C}$ ; **Rechts:** Vollständige, iterative Wärmedehnung.

In der Simulation der vollständigen, iterativen Wärmedehnung überlagern sich zwei Effekte. Zum einen verkleinert sich der Schmier-spalt global zu  $30.5\text{ }\mu\text{m}$ , wodurch der hydrodynamische Druckaufbau steigt. Zusätzlich gibt es eine starke, lokale Wärmedehnung im Mischreibungsgebiet. Dadurch verkleinert sich der Spalt lokal im Mischreibungsgebiet. Dieser zweite Effekt erhöht die Balligkeit lokal im Mischreibungsgebiet und erhöht den Festkörperkontaktdruck lokal. Der Festkörperkontaktdruck erreicht in der Lagermitte sein Maximum von  $10\text{ N/mm}^2$  (**Abbildung 4.20 Rechts**). Der erste Effekt reduziert die Reibungszahl durch einen steigenden hydrodynamischen Druck. Der zweite Effekt erhöht die Reibungszahl durch einen steigenden Festkörpertraganteil.



Abschließend verringert sich die Reibungszahl für das betrachtete Tribosystem sobald Wärmedehnung berücksichtigt wird. Dabei ändert sich das Festkörpertragbild qualitativ von Kantenträgern hin zu axial mittigen Festkörperkontaktdruckmaxima bei  $T_{BC} = 80^\circ\text{C}$ . Da die Verschleißsimulation primär auf der Festkörperkontaktdruckverteilung basiert (siehe folgendes Kap 4.3.2), muss die vollständige Wärmedehnung berücksichtigt werden. Alle folgenden Rechnungen bei  $T_{BC} = 80^\circ\text{C}$  werden mit vollständiger Wärmedehnung durchgeführt.

### Zusammenfassung

Die Modellierung der thermisch drehenden Welle mittels Konvektion verringert und homogenisiert die Temperatur im Gleitlager durch einen erhöhten Wärmetransport. Dieser Effekt ist nicht zu vernachlässigen und wird für alle folgenden Simulationen berücksichtigt. Die Berücksichtigung von temperaturabhängigen Mischreibungskennfeldern zeigt eine Verringerung der Reibungszahl bei erhöhten Temperaturen. Durch die nachgiebigere Kontaktdruckkurve bei erhöhten Temperaturen sinkt die Spaltweite. Dadurch steigt der hydrodynamische Anteil der zu tragenden Last, während der Festkörperanteil sinkt. Dieser Effekt ist besonders im Mischreibungsgebiet ausgeprägt, wenn Hydrodynamik- und Festkörperanteil in gleicher Größenordnung vorliegen. Temperaturabhängige Mischreibungskennfelder werden für alle folgenden Simulationen berücksichtigt. Die Modellierung einer temperaturabhängigen Bauteilsteifigkeit auf der Makroskala zeigt keine signifikanten Änderungen der Stribeckkurve bei  $T_{BC} = [20, 80]^\circ\text{C}$ . Durch die geringe Wärmeleitfähigkeit der PEEKCF30-Buchse erfährt das Bauteil nur im oberflächennahen Bereich ( $< 0.1\text{ mm}$ ) Temperaturen  $> 100^\circ\text{C}$ . Dadurch gibt es keine nennenswerten Änderungen der makroskopischen Bauteileigenschaften. Zusätzlich ist der Effekt der hohen Temperaturen im oberflächennahen Bereich bereits durch temperaturabhängige MRK modelliert. Somit wird die temperaturabhängige, makroskopische Bauteilsteifigkeit nicht weiter berücksichtigt. Die Temperaturdehnung von Welle und Buchse führt global zu einem kleineren Spalt und begünstigt den hydrodynamischen Druckaufbau, wodurch die Reibungszahl sinkt. Die Bauteile sind bei  $20^\circ\text{C}$  vermessen worden, somit tritt erst bei  $T_{BC} = 80^\circ\text{C}$  ein signifikanter Effekt auf. Da die Temperaturdehnung mit zusätzlichen Iterationen verbunden ist, wird sie im Folgenden nur für  $T_{BC} = 80^\circ\text{C}$  berücksichtigt.

Die vorausgegangene Diskussion zeigt, dass die gezeigten Modellerweiterungen der Mischreibungsrechnung in **Abbildung 4.13** einen signifikanten Einfluss auf die Reibungszahl beinhalten können. Insgesamt werden in den folgenden Simulationen alle gezeigten Modellerweiterungen der Mischreibungssimulation - bis auf die temperaturabhängige, makroskopische Bauteilsteifigkeit - berücksichtigt (vgl. **Abbildung 4.13**).

### 4.3.2 Verschleißsimulation

In diesem Kapitel wird die Verschleißsimulation beschrieben. Zuerst wird das Verschleißmodell erläutert und anschließend eine Sensitivitätsstudie des Verschleißfaktors  $k$  diskutiert.

#### Verschleißmodell

Der untere Teil des Struktogrammes in **Abbildung 4.13** zeigt die Verschleißrechnung. Nach jeder Mischreibungssimulation, welche die Reibkraft berechnet, wird Verschleiß berechnet. Es wird als Postprocessing-Schritt für jeden Knoten die lokale dissipative Energie (= lokale Reibenergie) berechnet. Die Gleichung 2.8 wird umgeformt, um einen lokalen Knotenabtrag zu bestimmen:

$$h_{W_i} = \underbrace{f_S \cdot p_{S_i} \cdot v \cdot t}_{\text{lokaler Reibenergieeintrag}} \cdot k(p_S, T) \quad (4.2)$$

Dabei sind mit  $i$  indizierte Variablen lokale Knotengrößen. Der  $k$ -Faktor kann als Verschleißkarte in Abhängigkeit lokaler Größen wie Festkörperkontaktdruck  $p_S$  und Temperatur  $T$  bestimmt werden. Weitere Parameter wie Geschwindigkeit  $v$  und Festkörperreibungszahl  $f_S$  sind während der stationären Rechnung konstant. Es wird nur Verschleiß berechnet, wenn Festkörperkontakt vorliegt. Dissipation durch Fluidreibung (Bsp.: Kavitation) wird nicht berücksichtigt.

Um die lokale Verschleißgleichung 4.2 zu lösen, muss entweder der Zeit  $t$  oder dem lokalen Abtrag  $h_{W_i}$  ein Wert zugewiesen werden, um die jeweils andere Größe zu bestimmen. Um Konvergenzprobleme bei hohen lokalen Abtragstiefen vorzubeugen, wird analog zu [192] für jede Iteration ein maximaler Abtrag  $h_{W_{max}}$  festgelegt. Daraus wird die Verschleißzeit für diese Iteration bestimmt und auf die restlichen Knoten angewandt, um die lokalen Knotenabträge  $h_{W_i}$  zu berechnen. Dadurch werden für den Einlauf mit hohen lokalen Kontaktdrücken viele Iterationen benötigt, während für sehr milden Verschleiß in der gleichen Verschleißzeit weniger Iterationen benötigt werden. Alle Knotenabträge ergeben eine neue Verschleißkontur des Lagers. Mit dieser Kontur wird eine neue Mischreibungssimulation durchgeführt. Es wird nur Verschleiß bzgl. der Lagergeometrie simuliert, die Wellengeometrie wird als konstant angenommen.

Da die Verschleißberechnung als Postprocessing-Geometrieangepassung der Mischreibungssimulation modelliert wird, müssen drei Größen bekannt sein, welche sich jedoch während des Einlaufes ändern können:

- Die **Oberflächenrauheit** und damit erzeugte Mischreibungskennfelder ändern sich vom Neuzustand bis zu einem eingelaufenem Zustand. Da in der Regel nur die neue und die eingelaufene Oberfläche bekannt ist, existieren Verfahren, welche während des Verschleißprozesses zwischen beiden Mischreibungskennfeldern interpolieren [16, 26, 187, 236]. Dadurch kann das Mischreibungskennfeld während des Einlaufes abgeschätzt werden.

- Die **Festkörperreibungszahl** (= Grenzreibungskoeffizient) wird für den eingelaufenen Zustand mit geringen Gleitgeschwindigkeiten gemessen. Für eine neue Oberfläche ist die Bestimmung nicht möglich, da das Messverfahren selber Verschleiß induziert und somit Systemeigenschaften geändert werden. Dem Autor sind keine Verfahren bekannt, welche den Verlauf der Festkörperreibungszahl während des Einlaufens in geschmierten Systemen sicher beschreiben können. Erste Ansätze durch die Modellierung des Verschleißes realer Oberflächenrauheiten finden sich in [5].
- Der **Verschleißfaktor** (= k-Faktor) ändert sich mit dem Verschleißzustand. Während des Einlaufens liegt der k-Faktor oft höher als danach (vgl. **Abbildung 2.7**). Dieser Beobachtung können mehrere Ursachen zu Grunde liegen. Zum einen ändern sich Oberflächenrauheiten, welche den Verschleißfaktor beeinflussen. Zusätzlich kann sich die Kontaktgeometrie ändern (Bsp.: Kugel-Platte-Kontakt oder Welle-Lager-Kontakt). Aus einem Punkt- oder Linienkontakt bildet sich ein flächenhafter Kontakt. Durch die Geometrieänderung ändern sich lokale Festkörperkontaktdrucke sowie hydrodynamische Druckverhältnisse. Gleichzeitig kann der Verschleißfaktor vom Festkörperkontaktdruck sowie von der Temperatur abhängen, wodurch sich der Verschleiß zusätzlich ändert. Beide Phänomene können nicht voneinander getrennt im gleichen System quantifiziert werden. Dadurch ist keine sichere Vorhersage eines lokalen Verschleißfaktors während des Einlaufes möglich.

Durch die genannten Unsicherheiten werden in dieser Arbeit alle drei genannten Größen während der Verschleißsimulation konstant gehalten. Eine zusätzliche Vereinfachung besteht in der Annahme, dass keine Verschleißpartikel auftreten. Nach jeder Mischreibungssimulation wird die Geometrie angepasst ohne die Wechselwirkung von Verschleißpartikeln mit der Geometrie zu berücksichtigen (z.B.: Einbettung oder Ablagerungen). Zusätzlich werden keine Interaktionen zwischen Verschleißpartikeln und der Mischreibungsberechnung berücksichtigt. Es existieren Modelle zur Beschreibung der Verschleißpartikelrate sowie zur Bildung und zum Abtransport der Partikel aus dem Kontakt [69]. Dennoch fehlen valide Modelle, welche zuverlässig den Einfluss der Partikel auf die Strömung im Schmierpalt sowie auf den Festkörperkontakt abbilden. Dem Autor sind keine Studien zum Verhalten von Faser- oder Matrixverschleißpartikeln im tribologischen Kontakt, welche in ein anwendbares Modell münden, bekannt. Aus diesem Grund wird der Einfluss der Partikel nicht behandelt. Diese Vereinfachung führt zu der weiteren Annahme, dass der Verschleißabtrag kontinuierlich und stetig ist. [3] zeigt eine Verschleißpartikelanalyse für Gleitlagerversuche. Der Mittelwert der Partikelgröße beträgt 200 nm und nimmt mit höheren Geschwindigkeiten ab. Es existieren erste Modelle, welche den Verschleiß diskret modellieren [2]. Als Folge können sich keine beliebig glatten Geometrien einstellen.

Der hier verwendete, einfache Ansatz modelliert aus den genannten Gründen weder das reale Einlaufverhalten noch werden Verschleißpartikel berücksichtigt. Die vorliegende Verschleißberechnung hat zum Ziel, eingelaufene Lagergeometrien zu bestimmen, welche in ihrer Größe und Form mit den durchgeführten Gleitlagerexperimenten korrelieren.

Es werden Mischreibungskennfelder basierend auf verschlissenen Oberflächen verwendet und nicht variiert. Der lokale Verschleißbetrag  $h_{W_i}$  kann beliebige Werte annehmen und es wird kein Mindestabtrag festgelegt. Der maximale Abtrag pro Verschleißiteration beträgt 200 nm. Es wird ausschließlich der k-Faktor variiert. Eine Sensitivitätsstudie des k-Faktors wird im nächsten Abschnitt diskutiert.

### Sensitivitätsstudie - Verschleißfaktor

Für die folgende Sensitivitätsstudie werden die Abhängigkeiten des Verschleißfaktors  $k$  variiert. Anschließend wird die verschlissene Lagergeometrie verglichen. Die tribologischen Modellversuche am Kugel-Prisma-Tribometer zeigen starke Streuungen des Verschleißfaktors von  $5 \text{ e-}8 \text{ mm}^3/(\text{Nm})$  bis  $1 \text{ e-}6 \text{ mm}^3/(\text{Nm})$  in den betrachteten Betriebszuständen [151]. Der Großteil der Verschleißfaktoren schwankt zwischen  $1 - 2 \text{ e-}7 \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ . Dabei sind zwei Verhalten auffällig. Mit steigender Temperatur steigt auch der Verschleißfaktor und mit steigender Normalkraft sinkt der Verschleißfaktor für zwei von drei untersuchten Rauheiten des Stahlkörpers. Aus diesem Verhalten werden qualitativ verschiedene Verschleißfaktoren untersucht, wobei die quantitative Verschleißgröße nur an die Größenordnung aus dem Tribometerversuch angelehnt ist.

**Tabelle 4.2** zeigt sechs verschiedene Verschleißfaktoren mit verschiedenen Abhängigkeiten von  $T$  und  $p_S$ . Die Größenordnung der k-Faktoren ist an die Modellversuche angelehnt.  $k_1$  besitzt keine Abhängigkeiten von  $T$  und  $p_S$ .  $k_2$  steigt mit  $p_S$ , wohingegen  $k_3$  analog zum Tribometerversuch mit steigendem  $p_S$  sinkt.  $k_4$  ist nur von  $T$  abhängig und steigt mit zunehmender Temperatur.  $k_{24}$  und  $k_{34}$  sind entsprechende Kombinationen.

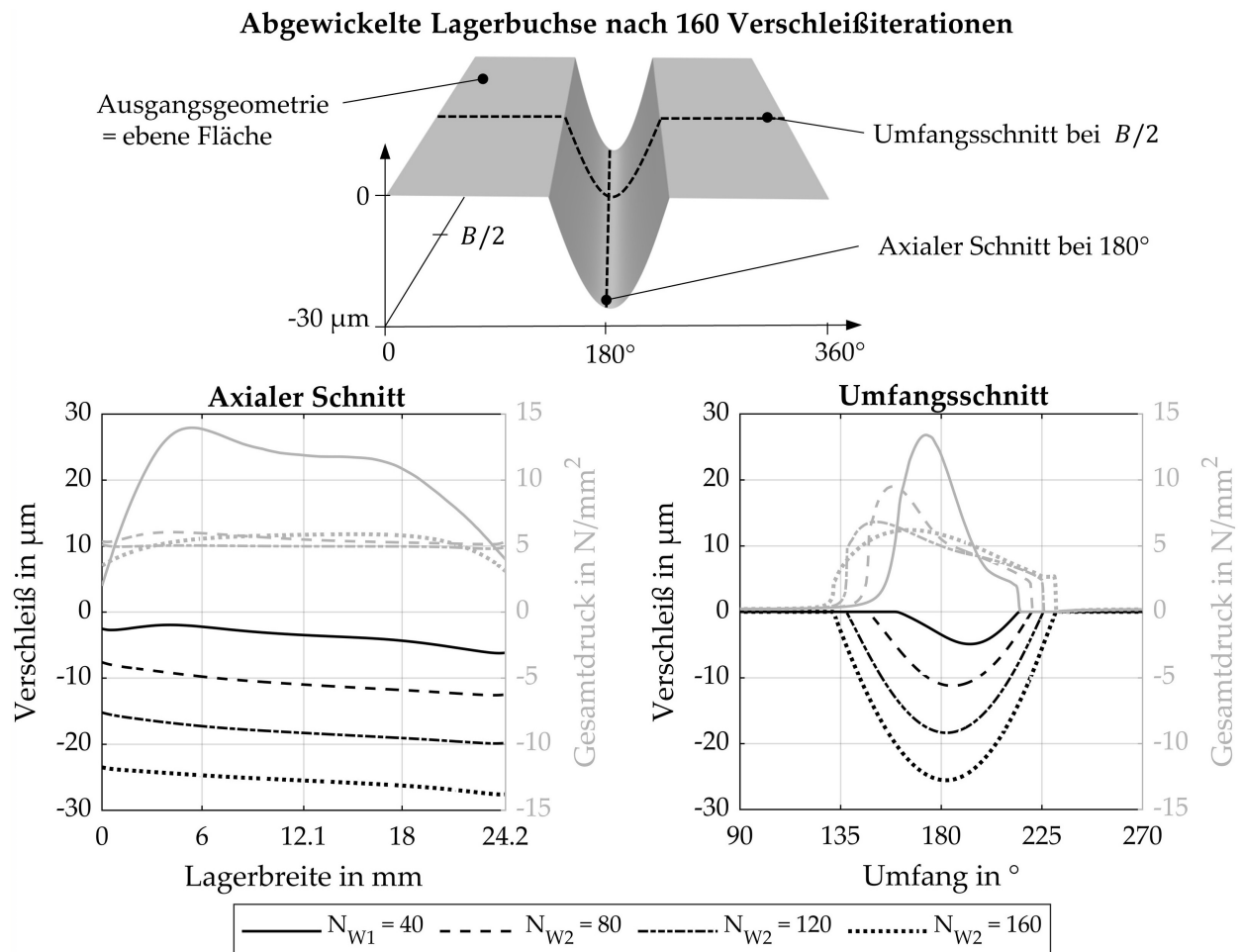
**Tabelle 4.2:** Beispielhafte Abhängigkeiten des Verschleißfaktors  $k$  in  $\text{e-}7 \text{ mm}^3/(\text{Nm})$ .

	$k_1 =$ konst.	$k_2 =$ $f(p_S)$	$k_3 =$ $f(p_S)$	$k_4 =$ $f(T)$	$k_{24} =$ $f(p_S, T)$	$k_{34} =$ $f(p_S, T)$
$p_S = 0$	1	1	2	1	1	2
$p_S = 10 \text{ N/mm}^2$	1	2	1	1	2	1
$T = 20^\circ\text{C}$	1	1	1	1	1	1
$T = 140^\circ\text{C}$	1	1	1	2	2	2

Zwischen den Werten in **Tabelle 4.2** wird linear interpoliert. Bei der Extrapolation wird der nächste Grenzwert konstant gehalten. Da die Gleitgeschwindigkeit während der stationären Rechnung konstant ist, hat  $k(n)$  keinen Einfluss auf die verschlissene Lagergeometrie. Es wird ein maximaler Abtrag von 200 nm pro Iteration festgelegt. Dieser Wert entspricht der mittleren Verschleißpartikelgröße eines Gleitlagers nach [3] und erweist sich als guter Kompromiss aus numerischer Stabilität und Rechenzeit.

**Abbildung 4.21** zeigt die verschlissene Geometrie der Lagerbuchse für den Verschleißfaktor  $k_1$  nach 160 Iterationen. Zusätzlich sind Schnitte in axiale und Umfangsrichtung der verschlissenen Geometrie sowie des Gesamtdruckes nach 40, 80, 120 und 160 Iterationen dargestellt. Der maximale Abtrag von 200 nm wird am höchstbelastetsten

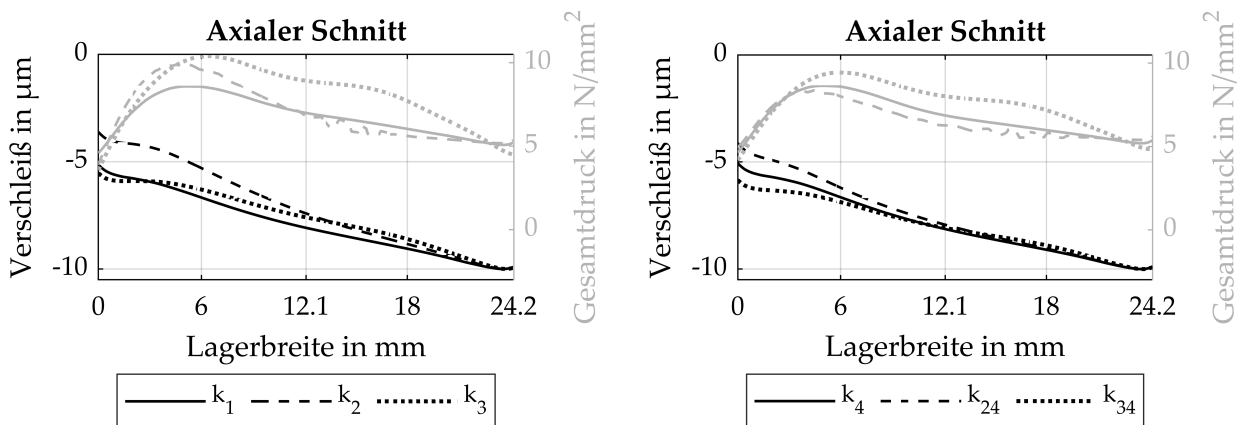
Knoten angenommen. Da dieser nicht zwangsläufig ortsfest ist, beträgt die maximale Verschleißtiefe nach 40 Iterationen weniger als  $8\mu\text{m}$ . Der axiale Schnitt durch die Verschleißgeometrie zeigt alle 40 Iterationen einen ähnlichen Verlauf mit einer Verschiebung von ca.  $6\text{--}8\mu\text{m}$ . Folglich findet ein ähnlicher axialer Festkörperkontakt bei  $180^\circ$  über alle Iterationen statt, welcher zu einem gleichbleibenden Verschleißbild führt.



**Abbildung 4.21:** Verschleißgeometrie nach 160 Verschleißiterationen für  $k_1$ . Zustandsbeurteilung der Lagergeometrie sowie des Druckes nach 40, 80, 120 und 160 Iterationen.  $T_{BC} = 20^\circ\text{C}$ ;  $n = 500\text{ U/min}$ .

In Umfangsrichtung zeigt die Verschleißgeometrie neben der erwähnten zusätzlichen Verschleißtiefe von  $6\text{--}8\mu\text{m}$  alle 40 Iterationen auch eine Verbreiterung der Verschleißgeometrie in Umfangsrichtung. Gleichzeitig lässt sich eine Änderung des Wellenverlagerungswinkels  $\beta$  beobachten. Zu Beginn der Verschleißberechnung liegt die Welle im Bereich  $> 180^\circ$  an. Die äußere Normalkraft lastet senkrecht ( $= 180^\circ$ ) auf dem Lager. Durch fortwährenden Verschleiß verschiebt sich die Auflagefläche der Welle zu  $180^\circ$ . Dadurch liegt die Welle nach 160 Verschleißiterationen symmetrisch in der Lagerbuchse. Der Gesamtdruck (= hydrodynamischer Druck + Festkörperkontakttdruck) verhält sich erwartungsgemäß. Er verbreitert sich und Spannungsspitzen werden abgebaut.

In Gleitrichtung verläuft das hydrodynamische Druckmaximum vor dem minimalen Schmierspalt und somit auch vor dem Festkörperkontaktdruckmaximum (vgl. **Abbildung 2.8**). Da sich der minimale Schmierspalt auf  $180^\circ$  verschiebt, wandert das hydrodynamische Druckmaximum und damit das Gesamtdruckmaximum vor  $180^\circ$ . **Abbildung 4.22** zeigt einen axialen Schnitt durch die Verschleißgeometrie sowie den Druckberg bei  $180^\circ$  für die in **Tabelle 4.2** beschriebenen  $k$ -Faktoren. Um eine Vergleichbarkeit der Verschleißgeometrie herzustellen, werden die Geometrien mit einem maximalen Abtrag von  $10\text{ }\mu\text{m}$  verglichen. Dieser maximale Abtrag entspricht je nach  $k$ -Faktor 62 - 78 Verschleißiterationen.  $k_4$  und  $k_1$  sind sehr ähnlich, da  $k_4$  nur von der Temperatur abhängt und keine hohen Temperaturschwankungen vorliegen.  $k_3$  steigt mit abnehmendem Kontaktdruck. Der maximale Kontaktdruck liegt an der Lagerkante ( $y = 24.2\text{ mm}$ ) vor. Da der maximale Abtrag an einem anderen Ort stattfindet, werden 78 Iterationen benötigt, um  $10\text{ }\mu\text{m}$  Verschleiß an der Lagerkante zu erzeugen. Der Verschleißfaktor  $k_2$  spiegelt den konträren Fall zu  $k_3$  wieder. Mit  $k_2$  wird bereits nach 62 Iterationen eine Verschleißtiefe von  $10\text{ }\mu\text{m}$  an der Lagerkante erreicht, da der Verschleißfaktor mit dem Festkörperkontaktdruck steigt. Die Verschleißfaktoren  $k_{24}$  und  $k_{34}$  zeigen keine signifikanten Unterschiede zu  $k_2$  und  $k_3$ , da nur geringe Temperaturänderungen von ca.  $10^\circ\text{C}$  vorliegen.



**Abbildung 4.22:** Axialer Schnitt bei  $180^\circ$  der Verschleißgeometrie und des Gesamtdruckes für sechs verschiedene Verschleißfaktoren nach **Tabelle 4.2**. Es wurden Verschleißiterationen durchgeführt bis ein maximaler Abtrag von  $10\text{ }\mu\text{m}$  vorliegt.  $T_{BC} = 20^\circ\text{C}$ ;  $n = 500\text{ U/min}$ .

Durch das gewählte einfache Verschleißmodell folgt die verschlissene Geometrie stark dem vorherrschenden Festkörperkontaktdruck für alle betrachteten Verschleißfaktoren. Feinheiten in der Verschleißgeometrie können durch eine passende Wahl von  $k(T, p_s)$  eingestellt werden. Die Schwierigkeit besteht im Nichtwissen der korrekten Abhängigkeiten des Verschleißfaktors. Diese können a posteriori mit dem Kenntnisstand der verschlissenen Geometrien aus Experimenten eingestellt werden.

## 5 Validierung

In diesem Kapitel wird die Validierung der vorangegangenen Modellerweiterungen an einem Gleitlagerprüfstand gezeigt. Zuerst wird der Gleitlagerprüfstand sowie die Prüfstrategie vorgestellt. Anschließend wird die Validierung bezüglich Reibkraft und Verschleißgeometrie für 20 °C und 80 °C Umgebungstemperatur diskutiert.

### 5.1 Methodik der Gleitlagerprüfungen

Der verwendete Gleitlagerprüfstand ist eine eigene Konstruktion der Robert Bosch GmbH. In diesem Kapitel wird die Probenherstellung, der Prüflauf sowie die anschließende Auswertung dargestellt.

#### Gleitlagerproben

Als Probe wird die PEEKCF30-Buchse sowie die Lauffläche der Welle und nicht das Fluid verstanden. Das Fluid befindet sich in einem gefilterten Kreislauf des Prüfstandes und wird nicht nach jedem Versuch getauscht. Es wird über ein Hochdruckquarzviskosimeter (siehe Kapitel 2.2.1) vermessen und seine Eigenschaften als zeitlich konstant angenommen.

In hoch belasteten Gleitlagern wird die polymere Verbundschicht als dünne Schicht auf das tragende Grundmaterial aufgebracht, um eine gute Wärmeabfuhr zu gewährleisten (siehe Kapitel 2.2.3). Da diese Arbeit auf Labormaßstäbe zurückgreifen muss, wird als Trägermaterial ein Aluminiumgehäuse gewählt, in welches das Lager in Form einer Buchse eingepresst wird. Das Aluminiumgehäuse hat einen Innendurchmesser von  $D = 29 \text{ mm}$ . Als Kraftübertragung liegt eine Presspassung vor. Das Lagermaterial ist, wie bereits erwähnt, PEEKCF30 der Firma VICTREX [229]. Als Ausgangsmaterial wird ein extrudierter Rundstab mit  $d = 40 \text{ mm}$  verwendet. Dieser wird auf das entsprechende Übermaß (+3 bis +7 Hundertstel) zerspannt und in das Gehäuse gepresst. Anschließend wird das Lager innen auf das Nennmaß  $D = 25.03 - 25.1 \text{ mm}$  gefertigt. Hierbei wird besondere Sorgfalt auf die Oberflächengüte gelegt. Im letzten Zerspanungsvorgang wird mit einer Diamantschneide mit Radius  $1 \mu\text{m}$  nur wenige Hundertstel Millimeter bis auf das Nennmaß abgetragen. Die Wandstärke der PEEKCF30-Schicht beträgt am Ende der Fertigung ca. 2 mm. **Abbildung 4.14** illustriert den Aluminiumflansch inklusive PEEKCF30-Buchse.

Bei der Welle handelt es sich um eine 400 mm lange 100Cr6-Welle. Nach dem Härten auf  $56 + 2$  HRC, wird sie auf  $d = 24.935 - 24.945$  mm geschliffen. Alle nötigen Daten zu Welle und Gleitlager finden sich in folgender **Tabelle 5.1**. Das verhältnismäßig große Lagerspiel ( $\Psi = 3.4 - 6.6$  ‰) ist nötig, um ein Aufschmelzen des Lagers bei der angestrebten Normalkraft von 2 kN zu vermeiden. Die Badschmierung sowie die hohe Wandstärke der PEEKCF30-Buchse führen zu einer reduzierten Wärmeabfuhr aus dem Lager. Vorversuche mit  $\Psi = 1 - 2$  ‰ führten zu einem Aufschmelzen des Lagers.

**Tabelle 5.1:** Material- und Systemeigenschaften des geprüften Radialgleitlagers

Eigenschaft	Welle	Lager
Material	EN 1.3505 (= 100Cr6)	PEEKCF30 im Aluminiumgehäuse
Durchmesser	24.935 - 24.945 mm	25.03 - 25.1 mm
<b>Radialgleitlagereigenschaften</b>		
Lagerbreite B	24.2 mm	
Rel. Lagerspiel $\Psi$	3.4 - 6.6 ‰	
Fluid	Dieselmotorenöl [44]	

### Gleitlagerprüfstand

Der verwendete Prüfaufbau am Lagersystemprüfstand (LSP) ist schematisch in **Abbildung 5.1** dargestellt. Der gesamte Prüfaufbau befindet sich in einer Druckkammer, welche mit dem verwendeten Fluid vollständig geflutet ist. Die Welle wird angetrieben und ist über zwei Stützlager in der Druckkammer gelagert. Mittig der beiden Stützlager befindet sich das Prüflager, welches aus dem bereits erwähnten Aluminiumgehäuse mit eingepresster PEEKCF30-Buchse besteht. Das Aluminiumgehäuse wird über eine entsprechende Aufnahme mit der Normalkraft  $F_N$  belastet. Das Prüflager überträgt die Kraft auf die Welle, welche dadurch axial belastet wird. Durch den mittigen Einbau, teilt sich die Kraft zur Hälfte auf die jeweiligen Stützlager auf. Die Stützlager bestehen aus Radialgleitlagern, an welchen ein axialer Druckunterschied von 3 bar eingestellt wird. Das Prüflager kann optional axial durchströmt werden, indem eine Seite des Prüflagers über einen Wellendichtring (WDR) gegenüber der Druckkammer abgedichtet wird. Dadurch kann eine axiale Durchströmung mit einem Druckunterschied von  $p_{In} - p_{Out}$  eingestellt werden (vgl. **Abbildung 5.1**). Als konstruktionsbedingte Folge der Reibkraftmessung eines Radialgleitlagers ist es physikalisch nicht möglich, ausschließlich die Reibkraft des Prüflagers ohne die zusätzliche Reibkraft der Dichtstellen bei axialer Zwangsschmierung zu messen. Vorversuche haben gezeigt, dass die Reibung der Dichtstelle von der Normalkraft, der Drehzahl, der Temperatur sowie vom Verschleißzustand des WDRs abhängen. Dadurch ist eine anschließende „Korrektur“ der Störgröße mit hohen Unsicherheiten verbunden.





Alle Messsignale werden mit 100 Hz aufgezeichnet. Anschließend werden die Signale über 1 s gemittelt, um diese zu glätten. Die Genauigkeit des Reibkraftsensors beträgt  $\pm 0.15\%$ , die des Normalkraftsensors beträgt bis  $2000\text{ N} \pm 0.1\%$  und die des Temperatursensors  $\pm 1.5\text{ K}$ . Die Streuung der Kraftsensoren ist vernachlässigbar. Der Einfluss der Streuung der Temperatursensoren auf die Fluidtemperatur und somit auf die Reibkraft wird in den folgenden Kapiteln untersucht.

### Prüfstrategie

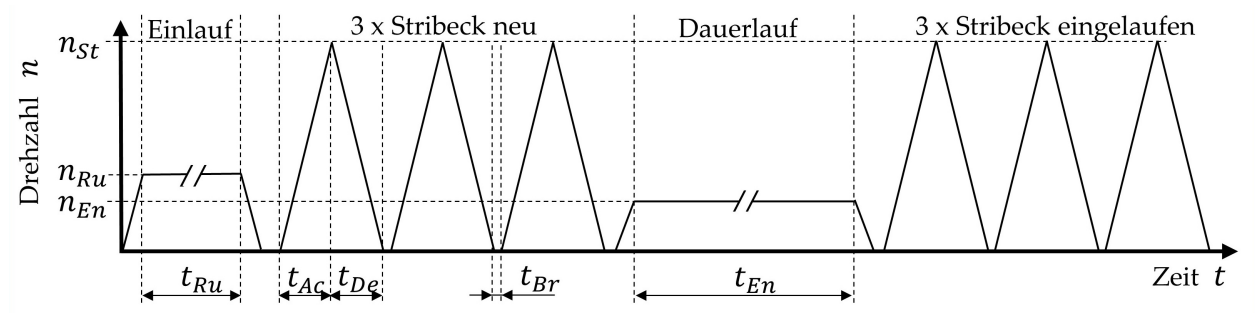
Zur Prüfung von polymeren Werkstoffen für Gleitlageranwendungen empfiehlt DIN ISO 7148 [52] eine Einlaufphase, bis Reibung, Verschleiß und Temperatur in einem geringen Streubereich liegen. Während der Prüfung lassen sich im allgemeinen drei Variablen als Prüfvariablen festlegen: Gleitgeschwindigkeit, Normalkraft und Temperatur der Umgebung bzw. der Prüfkörper. Zusätzlich kann der Durchfluss geändert werden, falls keine Badschmierung vorliegt. Eine ausführliche Darstellung der Prüfstrategien für zweiphasige Tribomaterialien findet sich in [91]. **Tabelle 5.2** zeigt die fünf gängigen Prüfmethoden sowie die Regelung bzw. Steuerung der Prüfvariablen. Da diese Arbeit keine Materialentwicklung sondern ausschließlich eine Reibungs- und Verschleißvalidierung zum Ziel hat, ist ein Fressen oder thermisches Versagen keine zielführende Prüfstrategie. Vorteilhaft sind Bedingungen, in welchen sich die Material- sowie die Systemeigenschaften nicht stark bzw. nicht unerwartet verändern. Dadurch ist ein milder abrasiver Verschleiß erstrebenswert. Zusätzlich sollte in keinem Zeitpunkt die Glasübergangstemperatur von PEEK ( $T_G = 143\text{ °C}$ ) überschritten werden. Für die Reibungssimulation inklusive Validierung bietet sich die Stribeckkurve an, in welcher alle Reibungszustände durchlaufen werden. Für die Validierung der Verschleißgeometrie eignet sich ein Dauerlauf im Mischreibungsgebiet.

**Tabelle 5.2:** Mögliche Prüfstrategien eines Gleitlagers, basierend auf [91, 52].

	Dauerlauf	Stribeck	Fresslastgrenze	Thermisches Versagen	Mangel-schmierung
Gleitgeschwindigkeit	Konst.	$n(t)$	Konst.	Konst.	Konst.
Normallast	Konst.	Konst.	$F_N(t)$	Konst.	Konst.
Temperatur	Konst.	Konst.	Konst.	$T(t)$	Konst.
Durchfluss	Konst.	Konst.	Konst.	Konst.	$\dot{V}(t)$

**Abbildung 5.2** zeigt die gewählte Prüfstrategie. Vor jedem Versuch findet eine im Vergleich zum Dauerlauf kurze Einlaufphase über die Zeit  $t_{Ru}$  (engl.: running-in) statt. Nach der Einlaufphase werden drei identische Stribeckkurven mit betragsmäßig gleicher Be- und Entschleunigung  $t_{Ac} = t_{De}$  geprüft. Zwischen den Stribeckkurven wird eine Pause über  $t_{Br}$  bei konstanter Last eingeführt, um das Lager auf vergleichbare Bedingungen vor dem Stribeckversuch zu temperieren. Anschließend wird ein Dauerlauf (engl.: endurance test) über die Zeit  $t_{En}$  gefahren, um Verschleiß zu induzieren.

Abschließend werden die drei Stribeckkurven wiederholt, um diese mit den vorherigen drei Stribeckkurven zu vergleichen. Alle Drehzahlrampen werden mit einer betragsmäßig gleichen Beschleunigung gefahren. Für die Reibungvalidierung dienen die letzten drei Stribeckkurven, da in diesem Zustand die Lagergeometrie sowie die verschlissenen Oberflächenausschnitte vermessen werden können.



**Abbildung 5.2:** Prüfstrategie am LSP: Einlaufphase, 3 x Stribeck, Dauerlauf und 3 x Stribeck bei konstanter Temperatur. Normalkraft kann im Einlauf unterschiedlich sein.

In der Bestimmung der korrekten Be- bzw. Entschleunigung während eines Stribeckprüflaufes besteht ein Zielkonflikt, welcher im Folgenden erörtert wird:

- Der Stribeckprüflauf sollte mit hoher Be- und Entschleunigung durchgeführt werden. Da während eines Stribeckprüflaufes das vollständige Mischreibungsgebiet durchlaufen wird, entsteht zwangsläufig Verschleiß, welcher die Oberflächenrauheiten ändern kann. Die Oberflächenrauheiten können nur am Ende des Prüflaufes vermessen und für die Simulation genutzt werden. Während der Simulation sind die Oberflächen „konstant“. Aus diesem Grund müssen die Rauheiten während des Prüflaufes vergleichbar sein, um die Annahmen der Simulationen zu erfüllen.
- Der Stribeckprüflauf sollte mit geringer Be- und Entschleunigung durchgeführt werden. In dieser Arbeit wird ausschließlich eine statische Simulation durchgeführt (vgl Kapitel 2.3.2). Dadurch wird die Stribeckkurve durch konstante Drehzahlpunkte angenähert und dynamische Effekte werden nicht berücksichtigt. Je geringer die Be- und Entschleunigung während des Prüflaufes ist, desto geringer fallen die dynamischen Effekte im Experiment aus und die Annahmen aus der Simulation sind eher gültig.

Vorversuche am Gleitlagerprüfstand zeigten geringe Streuungen der Stribeckkurven ( $< 10\%$ ) zwischen  $t_{Ac} = [25, 900]$  s. Als Kompromiss wird  $t_{Ac} = t_{De} = 600$  s gewählt. Die folgende **Tabelle 5.3** zeigt alle quantitativen Größen der gewählten Prüfstrategie. Diese Parameter gelten für konstante Druck- und Temperaturbedingungen der Druckkammer. Es wird bei zwei Temperaturniveaus der Druckkammer geprüft:  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  und  $80\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Der Überdruck in der Kammer beträgt 2bar.

**Tabelle 5.3:** Parameter der gewählten Prüfstrategie. Temperaturrandbedingungen (20 °C oder 80 °C) sind während des Prüflaufs konstant.

	Einlauf	Stribeck	Dauerlauf
Zeit	$t_{Ru} = 1800 \text{ s}$	$t_{Ac} = t_{De} = 600 \text{ s}$ $t_{Br} = 600 \text{ s}$	$t_{En} = 100 \text{ h}$
Drehzahl $n$	$n_{Ru} = 1000 \frac{1}{\text{min}}$	$n_{St} = 3000 \frac{1}{\text{min}}$	$n_{En} = 500 \frac{1}{\text{min}}$
Normallast $F_N$	$F_{N_{Ru}} = 1000 \text{ N}$	$F_{N_{St}} = 2000 \text{ N}$	$F_{N_{En}} = 2000 \text{ N}$

### Vermessung der Bauteilgeometrie (Makroskala)

Die Geometrie des Gleitlagers wird vor und nach dem LSP-Versuch auf die gleiche Weise vermessen. Die Vermessung erfolgt auf dem Koordinatenmessgerät (KMG) Leitz PMM-C 8.10.6. Es werden entlang der Achse des Lagers 500 Kreise mit äquidistantem Abstand gemessen. In Umfangsrichtung werden pro Kreis ca. 850 Messpunkte erfasst. Dadurch ergibt sich axial eine Auflösung von ca. 50 µm und in Umfangsrichtung von ca. 90 µm. Da in der Simulation eine Skalentrennung herrscht, sollen während der Geometrievermessung möglichst keine Rauheiten gemessen werden. Aus diesem Grund wird ein verhältnismäßig großer Taster mit 3 mm Durchmesser und geringer Anpresskraft von wenigen µN gewählt. Dadurch werden auf breiter Fläche nur die Spitzen der Rauheiten erfasst. Da die Geometriemessung nicht auf der Mittellinie der Rauheitsmessung stattfindet, sondern nur auf dessen Spitzen, wird dementsprechend ein systematischer Fehler von ca. 0.5  $R_z$  bei normalverteilter Streuung der Rauheiten um die Mittellinie erzeugt. Bei den vorhandenen Rauheiten entspricht dies ca. 1 µm. Anschließend werden die Geometrien mit einem Tiefpassfilter geglättet, um hohe Frequenzen (= einzelne Rauheitsspitzen) zu dämpfen. Die Gesamtgeometrie bleibt dabei erhalten. Dieser Schritt ist nötig, um die in der Simulation genutzte Skalentrennung zwischen Bauteil- und Rauheitsebene einzuhalten.

Das KMG besitzt eine Messgenauigkeit von  $\pm 0.5 \text{ µm}$  in alle Raumrichtungen. Pro Gleitlager wird eine Messung durchgeführt.

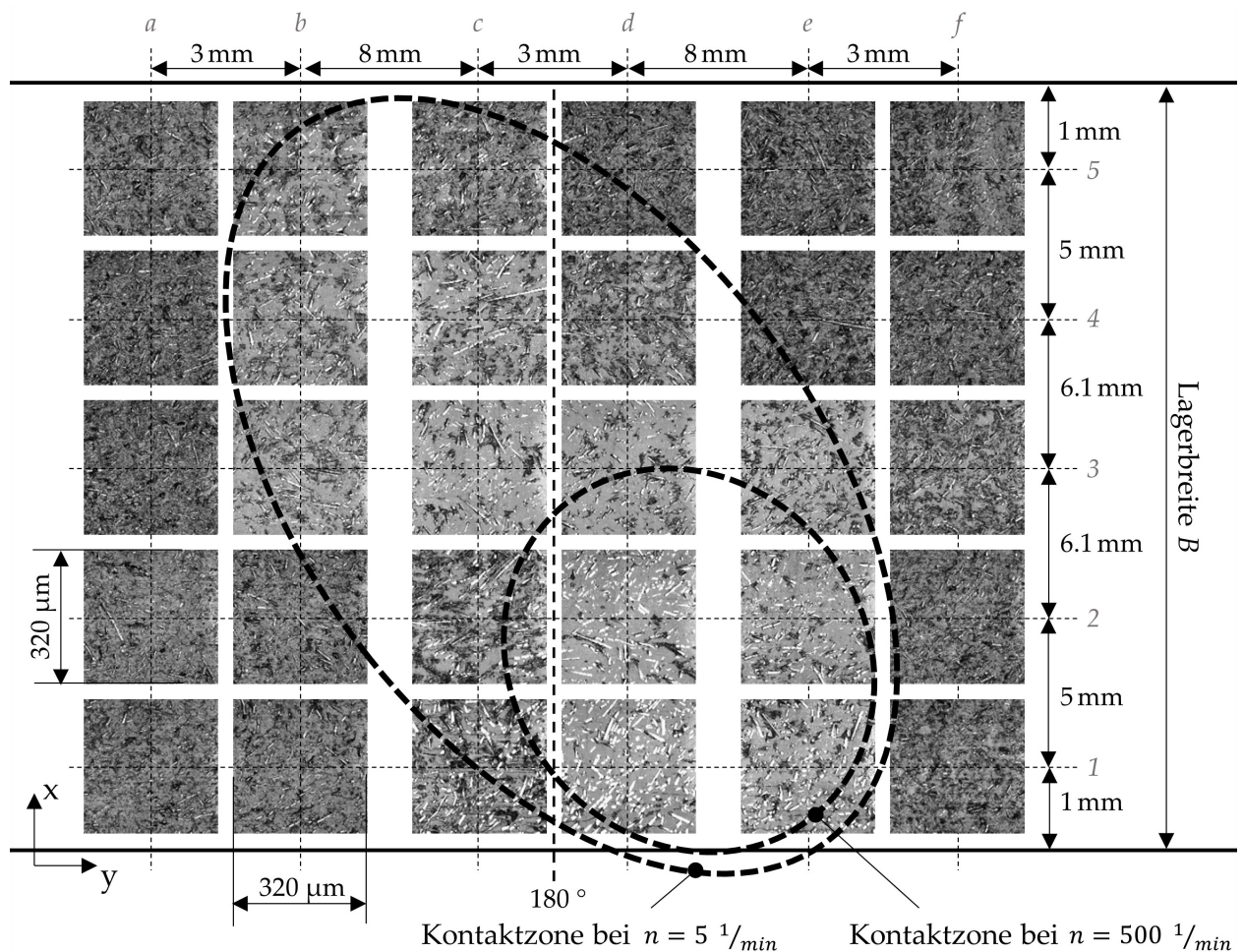
### Vermessung der Rauheiten (Mikroskala)

Nach der Vermessung der Geometrie werden Achtelstücke aus der PEEKCF30-Buchse präpariert, um die Oberflächenrauheiten zu vermessen. Um den gesamten Kontaktbereich zwischen Welle und Lager abzubilden, sind drei Achtelstücke nötig. Auf jedem Achtelstück werden 10 Rauheitsvermessungen durchgeführt. Die Rauheitsvermessung mittels KLSM ist bereits in Kapitel 4.2.2 erläutert und die nötige Auflösung diskutiert. Eine laterale Auflösung von 0.65 µm ist nötig, um die betrachteten Oberflächen hinreichend genau abzubilden. Es kann pro Messung ein maximaler Ausschnitt von 320 x 320 µm vermessen werden. Die Rohmessung der Oberfläche enthält die globale Krümmung der Welle bzw. des Lagers. Die Mittellinie des Oberflächenausschnittes wird zu einer Ebene entkrümmt, um den Einfluss der Bauteilgeometrie auf der Mikroskala nicht zu berücksichtigen und eine definierte Skalentrennung zu gewährleisten.

## 5.2 Validierung bei 20 °C Kammertemperatur

In diesem Abschnitt wird die Validierung der Reibkraft und der Verschleißgeometrie bei 20 °C Kammertemperatur des Gleitlagerprüfstandes diskutiert. Der Prüflauf erfolgt nach **Abbildung 5.2** und **Tabelle 5.3**. Zuerst werden die Oberflächenaufnahmen der verschlissenen Lageroberfläche dargestellt. Daraufhin werden Temperaturrandbedingungen dargestellt und mit experimentellen Tendenzen verglichen. Schließlich erfolgt die Reibkraftvalidierung auf Basis der verschlissenen Oberflächen sowie der korrekten Temperaturrandbedingungen. Abschließend erfolgt ein Vergleich der verschlissenen Geometrie bei 500 U/min.

**Abbildung 5.3** zeigt die vermessenen Oberflächenausschnitte durch ein Lichtmikroskop maßstabsgetreu nach projektiver Transformation (siehe **Abbildung 4.2**). Die Oberflächenaufnahmen wurden am Ende des Gleitlagerprüflaufes durchgeführt. Es sind drei Achtelstücke (Spalte *a – b*, *c – d* und *e – f*) der PEEKCF30-Buchse mit jeweils 10 Messungen dargestellt. Die Anordnung der Oberflächenmessungen ist bemaßt, aber nicht maßstabsgetreu. Es ist 180° gekennzeichnet, welches der Richtung der Lasteinleitung entspricht.



**Abbildung 5.3:** Lichtmikroskopische Oberflächenaufnahmen nach Gleitlagerprüflauf, Kammertemperatur = 20 °C.

Die Kohlenstofffasern erscheinen in der Lichtmikroskopaufnahme durch ihre Reflexion weiß. PEEK-Matrix Bereiche genauso wie Täler in der Struktur erscheinen dunkel (vgl. Kapitel 4.2.1). Da durch Verschleiß die Fasern freigelegt werden, lässt sich auf Basis von Lichtmikroskopie optisch gut unterscheiden, in welchem Bereich Verschleiß vorliegt und wie weit dieser fortgeschritten ist. Die äußeren Oberflächenaufnahmen der Spalten *a* und *f* erscheinen dunkel, da der gemittelte Anteil an frei gelegten Fasern bei 2.4 % liegt. Dieser Oberflächenzustand entsteht durch die spanende Herstellung der PEEKCF30-Buchse. Er wird als Neuzustand bezeichnet (vgl. vorheriges Kapitel 5.1).

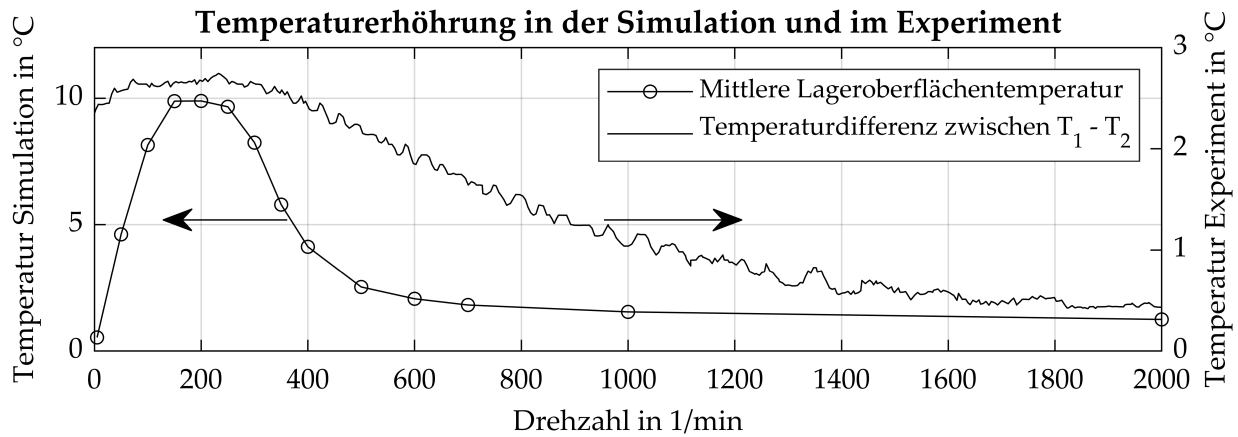
Ausschließlich die Oberflächenaufnahmen *b3* - *b5*, *c1* - *c5*, *d1* - *d4* und *e1* - *e3* zeigen einen Verschleißfortschritt im Vergleich zum Neuzustand. Der Mittelwert der freigelegten Fasern beträgt hier 11.4 %. Dieser Bereich ist als Kontaktzone bei  $n = 5$  U/min ausgewiesen (siehe **Abbildung 5.3**). Diese maximale Kontaktzone tritt bei Grenzreibung auf, wenn die gesamte Last durch den Festkörperkontakt getragen wird. Zeitlich tritt der Grenzreibungszustand nur während des Anfahrens und Abbremsens für wenige Sekunden auf. Mit steigender Drehzahl verkleinert sich die Kontaktfläche. Somit entsteht ein Verschleißgradient von außen nach innen. Der maximale Verschleißabtrag wird im Dauerlauf (bei  $n = 500$  U/min) erreicht. *d1* zeigt den größten Verschleißfortschritt durch den höchsten Anteil an freigelegten Fasern mit 24.0 %. Folglich muss dieser Bereich im Dauerlauf verschlissen sein.

Zusätzlich ist zu bemerken, dass die Achse der Kontaktzone nicht parallel zur Achse der PEEKCF30-Buchse verläuft. Es liegt ein Winkel von ca.  $0.07^\circ$  zwischen Wellen- und Gleitlagerachse vor. Ursächlich dafür können Fertigungstoleranzen des Gleitlagers, Toleranzen im gesamten Prüfaufbau und Verschleiß in den Stützlagern sein. Dieser Winkelversatz wird in der Simulation berücksichtigt.

In der statischen Mischreibungssimulation werden konstante Temperaturreandbedingungen für den Fluideintritt in das Mischreibungsgebiet angegeben. In der Realität erwärmt sich durch die Badschmierung das Fluid im unmittelbaren Bereich der Gleitlagers. **Abbildung 5.4** zeigt die gemessene Temperaturdifferenz zwischen den Temperaturmesspunkten  $T_1$  und  $T_2$ .

Der Messpunkt  $T_1$  befindet sich ca. 10 mm von der Gleitlagerauflfläche entfernt. Er unterliegt somit den direkten Temperaturschwankungen durch die Erwärmung des Fluides im Schmierspalt.  $T_2$  misst die Temperatur in der Druckkammer, welche durch die Temperaturregelung harmonisch um ca.  $2^\circ\text{C}$  schwankt und keinen messbaren Einfluss durch die Reibwärme zeigt. Die Differenz beider Temperaturen kompensiert den Einfluss der Temperaturregelung und ergibt eine Tendenz der Erwärmung des Fluides am Schmierspaltintritt. Verglichen wird dieser Messwert mit der mittleren Lageroberflächentemperatur der Mischreibungssimulation mit  $T_{BC} = 20^\circ\text{C}$ . Es wird deutlich, dass in der Simulation die maximale mittlere Erwärmung von ca.  $10^\circ\text{C}$  im Bereich von 150 - 250 U/min stattfindet. Dieses Verhalten deckt sich qualitativ mit der Fluiderwärmung des Gleitlagerversuches, wobei die max. Fluiderwärmung in 10 mm Entfernung zur Lageroberfläche nur  $2.5^\circ\text{C}$  beträgt.





**Abbildung 5.4:** Plausibilisierung: Vergleich zwischen mittlerer Lageroberflächentemperatur der Mischreibungssimulation mit  $T_{BC} = 20\text{ °C}$  und gemessener Temperaturerhöhung der letzten Stribeckkurve bei  $20\text{ °C}$  Druckkammertemperatur.

Diese Beobachtung zeigt zum einen die korrekte Tendenz der Simulation, zum anderen stellt sie die Schwierigkeit der korrekten Temperaturrandbedingungen in der statischen Simulation dar. Dieser Umstand wird in der folgenden Validierung der Stribeckkurven weiter diskutiert.

### Reibkraftvalidierung

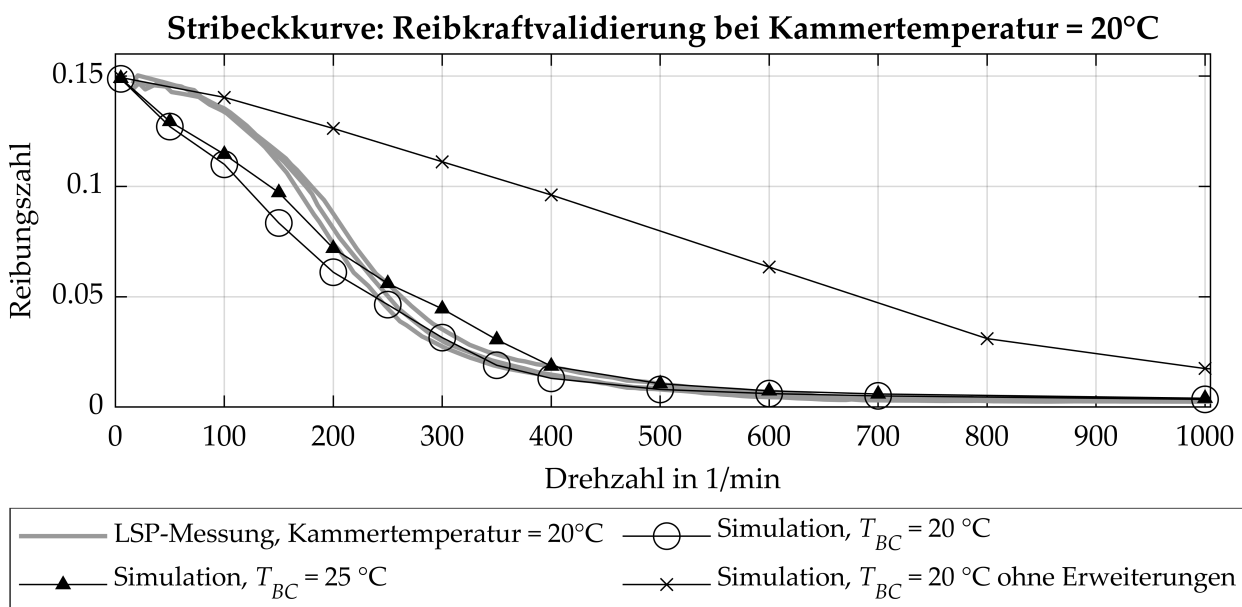
Wie bereits erwähnt, werden die letzten drei Stribeckkurven des Prüflaufes für die Reibkraftvalidierung gewählt. **Abbildung 5.5** zeigt die drei gemessenen Stribeckkurven in dunkelgrau. Zusätzlich sind drei Kurven der Mischreibungssimulation dargestellt. Die Simulationen basieren auf den folgenden Eingangsgrößen aus dem Gleitlagerversuch bei  $20\text{ °C}$ :

- **Reibungszahl:** Die Reibungszahl wird auf die Grenzreibung bei ca.  $5\text{ U/min}$  angepasst und beträgt  $f = 0.15$ . Sie wird als konstant modelliert.
- **Makroskala - Bauteilgeometrie:** Es wird die gemessene Geometrie nach Ende des Prüflaufes bei  $20\text{ °C}$  Kammertemperatur verwendet (vgl. vorheriges Kapitel 5.1). Es wird keine Wärmedehnung berücksichtigt.
- **Makroskala - Winkelversatz:** Der Winkel zwischen Wellen- und Lagerachse wird konstant auf  $0.07\text{ °}$  festgelegt.
- **Mikroskala - Rauheiten:** Es werden die Oberflächen  $d1 - d3$  sowie  $c4 - c5$  nach **Abbildung 5.3** entsprechend ihrer axialen Position im Lager verwendet. Der gemittelte Anteil an freigelegten Fasern in den verwendeten Oberflächen beträgt  $13.3\%$ .
- **Temperaturrandbedingung:** Die Temperaturrandbedingung ( $= T_{BC}$ ) in der Simulation beträgt  $20\text{ °C}$  bzw.  $25\text{ °C}$ . Sie gelten für die Bauteiltemperaturrandbedingungen sowie für die Fluideintrittstemperatur (vgl. **Abbildung 4.14**).

Die maximale Streuung der Reibungszahl der gemessenen Stribeckkurven beträgt 0.015 (= 30 N Reibkraft) und liegt im mittleren Mischreibungsgebiet bei ca. 200 U/min. Die Streuungen in der Grenzreibung (< 100 U/min) und in der Hydrodynamik (> 700 U/min) sind vernachlässigbar. Der Prüfstand zeigt insgesamt eine sehr gute Wiederholbarkeit der Ergebnisse.

Die berechnete Stribeckkurve ohne die Modellerweiterungen dieser Arbeit zeigt eine geringe Übereinstimmung mit den Prüfstandsergebnissen. Auf der Mikroskala wird ein isothermer Halbraumansatz mit einer effektiven Elastizität von  $14000 \text{ N/mm}^2$  verwendet. Auf der Makroskala wird die thermische Drehung der Welle vernachlässigt. Durch die zu steife Kontaktdruckkurve sowie durch einen zu geringen Wärmetransport wird die Reibkraft um bis zu Faktor 10 überschätzt.

Da die Temperaturrandbedingungen während der Messung nicht konstant waren (vgl. **Abbildung 5.4**), sind die berechneten Stribeckkurven vergleichsweise mit  $T_{BC} = 20^\circ\text{C}$  bzw.  $25^\circ\text{C}$  dargestellt. Diese Simulationen erhalten alle relevanten Modellerweiterungen dieser Arbeit (siehe Kapitel 4) und zeigen eine gute Übereinstimmung mit der gemessenen Stribeckkurve für Drehzahlen > 200 U/min. Die Stribeckkurve mit  $T_{BC} = 25^\circ\text{C}$  zeigt im Mischreibungsgebiet bis zu 0.015 höhere Reibungszahlen durch die geringere Viskosität des Fluides und liegt im Bereich um 200 U/min näher an den Prüfstandsergebnissen. Diese Beobachtung validiert implizit die korrekte Tendenz der zuvor ermittelten mittleren Lageroberflächentemperaturen. Ein langfristiger Lösungsansatz kann eine Vergrößerung des zu simulierenden Systems sein, in welcher die Systemgrenzen erweitert werden, bis konstante Temperaturrandbedingungen vorliegen.



**Abbildung 5.5:** Vergleich zwischen den gemessenen Stribeckkurven mit  $20^\circ\text{C}$  Kammertemperatur und berechneten Stribeckkurven der Mischreibungssimulation mit  $T_{BC} = 20^\circ\text{C}$  bzw.  $25^\circ\text{C}$  sowie der berechneten Stribeckkurve ohne in dieser Arbeit vorgestellten Modellerweiterungen.

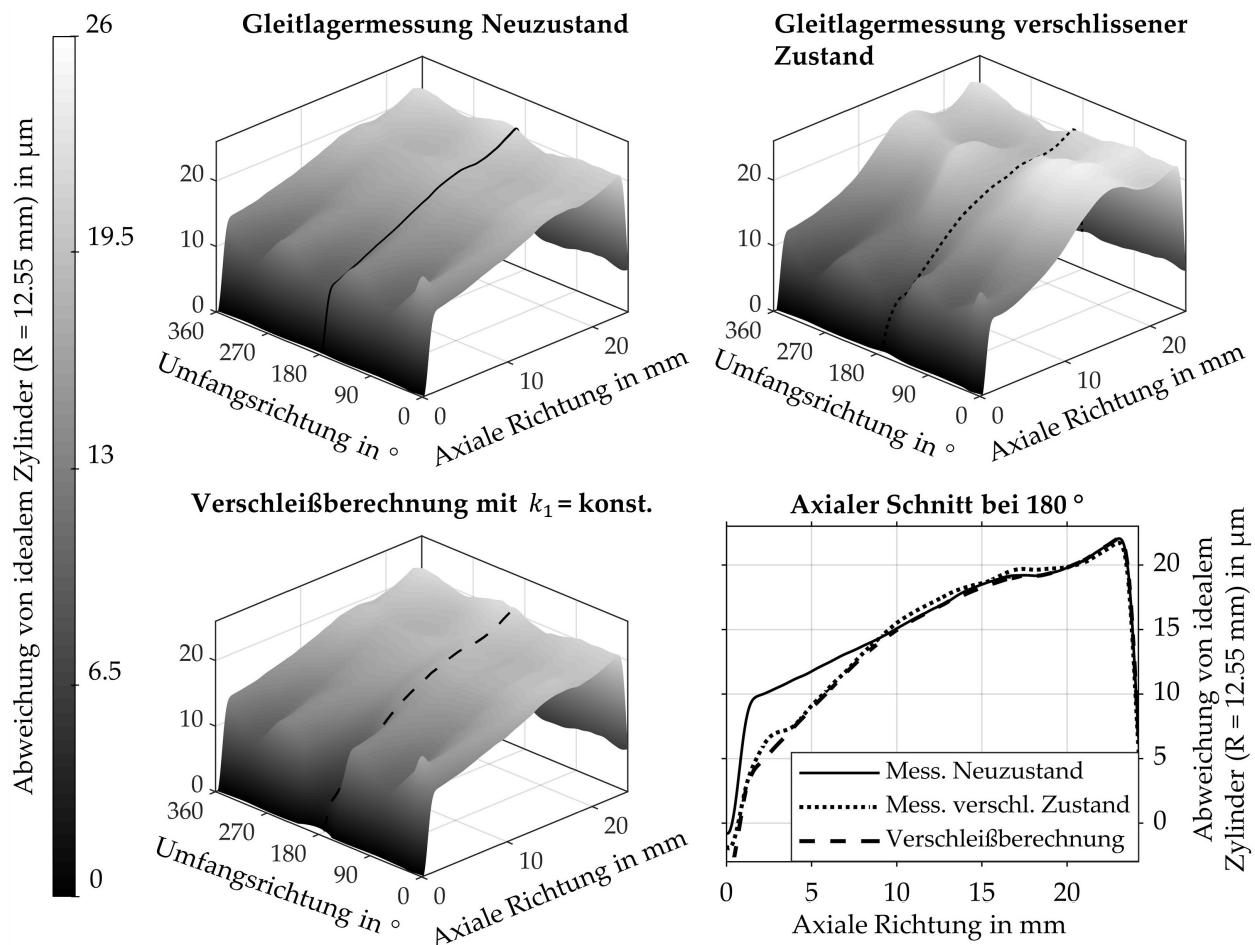


Für die Abweichung der gemessenen von der simulierten Stribeckkurve für Drehzahlen  $< 200$  ist es wichtig zu erwähnen, dass in den Simulationen die Mischreibungskennfelder nur axial veränderlich sind. Folglich gelten sie über den gesamten Umfang. Die fünf ausgewählten Oberflächen  $d1 - d3$  und  $c4 - c5$  gelten axial entsprechend ihrer Position in der PEEKCF30-Buchse (siehe **Abbildung 5.3**). In Umfangsrichtung können keine verschiedenen Mischreibungskennfelder berücksichtigt werden. Dadurch kann der Verschleißgradient in Umfangsrichtung in der Simulation nicht modelliert werden. Die verwendeten Oberflächen stimmen gut mit der Kontaktzone für höhere Drehzahlen ( $> 300$  U/min) überein. Dieses Verhalten ist auch in der Stribeckkurve zu beobachten. Für geringere Drehzahlen treten in Umfangsrichtung signifikant rauere Oberflächen (Spalte  $b$  und  $c$ ) in den Kontakt. Durch die raueren Oberflächen und durch den geringen Anteil an Fasern in der Oberfläche, steigt die Reibungszahl im Experiment, welches in der Simulation aktuell nicht berücksichtigt werden kann. Dieser Umstand erklärt die Abweichung zwischen Experiment und Simulation für  $n = [20, 200]$ . Alternativ können rauere Oberflächen der Spalten  $b$  oder  $c$  in der Simulation verwendet werden. Dadurch werden höhere Reibungszahlen über den gesamten Drehzahlbereich erreicht und die Abweichungen für höhere Drehzahlen würden steigen. Langfristig sind ortsabhängige Mischreibungskennfelder in Umfangsrichtung nötig, um den Effekt verschiedener Oberflächen in Umfangsrichtung sinnvoll zu modellieren. Zusätzlich kann eine lokale Reibungszahl auf Basis der freigelegten Fasern in der Oberfläche zu genaueren Reibungszahlen über alle Drehzahlbereiche beitragen (siehe Kapitel 4.2.2). Insgesamt zeigt die Mischreibungssimulation mit den in dieser Arbeit vorgestellten Modellerweiterungen deutliche Verbesserungen in der Reibkraftberechnung. Die Reibkraftvalidierung bei 20 °C Umgebungstemperatur wird mit plausiblen und begründbaren Abweichungen als erfolgreich betrachtet.

### Verschleißvalidierung

Auf Basis der Mischreibungssimulation erfolgt die Verschleißberechnung nach Kapitel 4.3.2 bei  $n = 500$  U/min. Statt der gemessenen, verschlissenen Geometrie wird die gemessene Geometrie im Neuzustand in der Mischreibungssimulation verwendet. Pro Iteration wird ein Abtrag von 200 nm mit einem konstanten  $k$ -Faktor ( $= k_1$ ) gewählt. Die Verschleißiterationen werden abgebrochen, sobald die gemessene Verschleißtiefe erreicht ist. Anschließend wird die simulierte Verschleißgeometrie mit der gemessenen Verschleißgeometrie aus dem Dauerlauf verglichen. **Abbildung 5.6** zeigt die gemessene Geometrie im Neuzustand, im verschlissenen Zustand sowie die simulierte Verschleißgeometrie. Es ist die Abweichung gegenüber eines idealen Zylinders mit  $R = 12.55$  mm dargestellt. Zusätzlich ist ein axialer Schnitt durch alle Geometrien bei  $180^\circ$  gezeigt. Im Neuzustand zeigt das Gleitlager einen Durchmesser von 12.56 - 12.57 mm, dabei ist ein axiales Gefälle von ca. 10  $\mu\text{m}$  zu erkennen. Im gemessenen, verschlissenen Zustand nach dem Gleitlagerprüflauf zeigt sich geringer Verschleiß bei  $180^\circ$  und 0 - 10 mm in axialer Richtung ( $= x$ -Richtung). Somit war im Dauerlauf die Festkörperlastverteilung lokal auf diesen Bereich beschränkt. Diese Beobachtung wird durch die lichtmikroskopischen Aufnahmen der Oberflächen gestützt, welche die meisten freigelegten Fasern in diesem Bereich zeigen (siehe **Abbildung 5.3**).

Die gemessene, verschlissene Geometrie deckt sich sehr gut mit der simulierten, verschlissenen Geometrie. Trotz des einfachen Ansatzes ( $k_1 = \text{konst.}$ ) liegt die Abweichung des axialen Schnittes unter  $1\text{ }\mu\text{m}$ , was der Genauigkeit der Geometrievermessung entspricht. In der Simulation ist ein  $k$ -Faktor von  $2.1\text{ e-}9\text{ mm}^3/(\text{Nm})$  nötig, um in derselben des Dauerlaufes ( $= 100\text{ h}$ ) die gezeigte Verschleißgeometrie zu erzeugen. Dieser Verschleißfaktor liegt zwei Größenordnungen unter denen des Modellprüfstandes. Da nach der Einlaufphase kein messbarer Verschleiß mehr auftritt, sobald die Welle von ausreichend Fasern getragen wird.



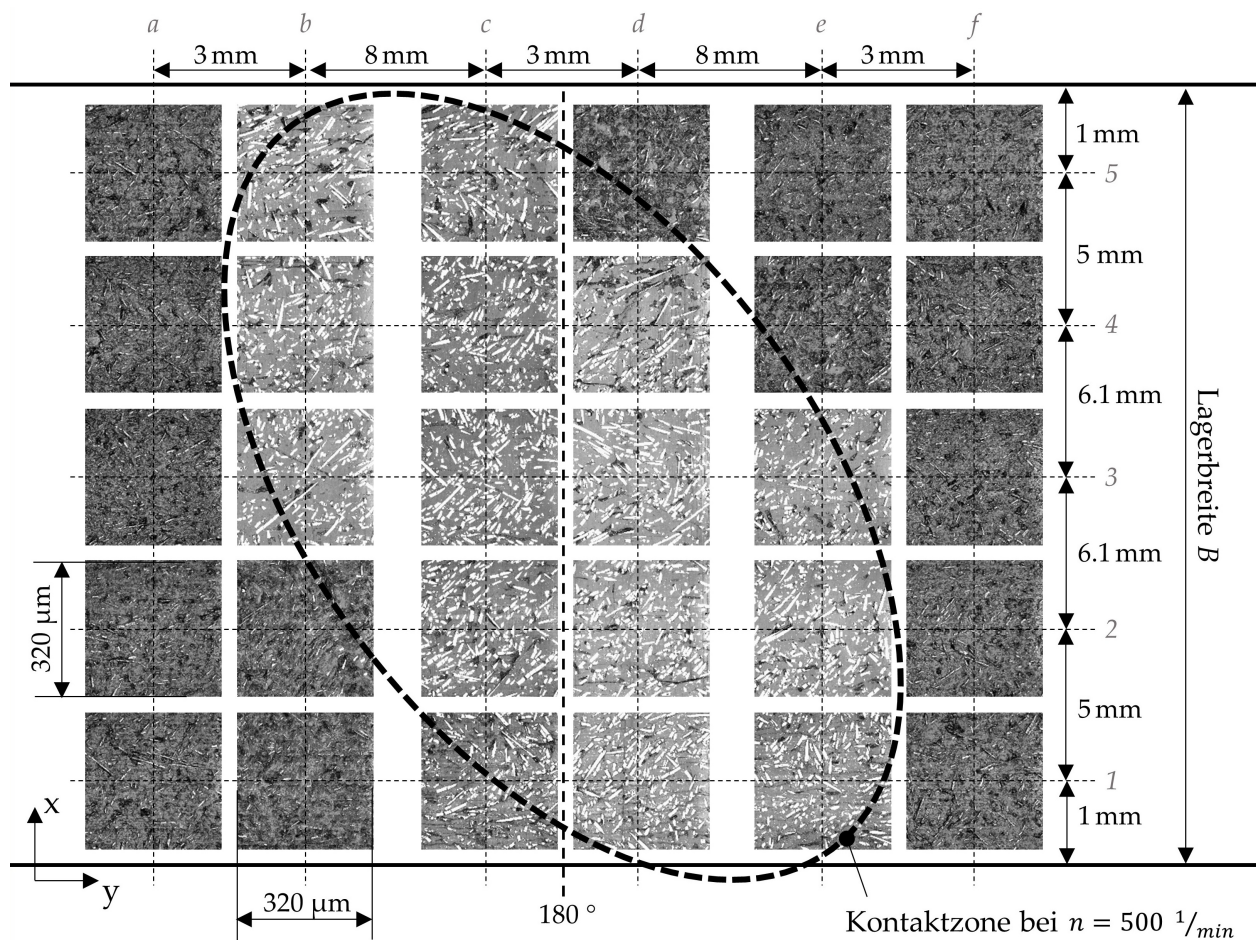
**Abbildung 5.6:** Vergleich der gemessenen Geometrie im Neuzustand, im verschlissenen Zustand sowie der Geometrie der Verschleißberechnung mit  $n = 500\text{ U/min}$  und  $T_{BC} = 20^\circ\text{C}$ . Es sind die Abweichungen gegenüber einem idealen Zylinder mit  $R = 12.55\text{ mm}$  dargestellt.

Trotz des einfachen Verschleißgesetzes mit konstantem Verschleißfaktor, kann mit der gezeigten Simulationmethode sehr gut die Verschleißgeometrie von kurzfaserverstärkten Polymeren bestimmt werden. Voraussetzung dafür ist eine valide Reibkraftberechnung und Beanspruchungsanalyse, welche die Kontaktverhältnisse hinreichend beschreibt. Die Verschleißsimulation wird als validiert betrachtet.

## 5.3 Validierung bei 80 °C Kammertemperatur

In diesem Kapitel wird die Validierung für 80 °C Kammertemperatur analog zu der Vorgehensweise des vorherigen Kapitels für 20 °C Kammertemperatur diskutiert. Zuerst werden die Oberflächenaufnahmen dargestellt, anschließend wird die Validierung der Reibungs- und Verschleißsimulation diskutiert.

Wie bereits erwähnt, zeigt in den lichtmikroskopischen Aufnahmen der Anteil an freigelegten Fasern den Verschleißfortschritt. **Abbildung 5.7** zeigt die Oberflächenaufnahmen von drei Achtelstücken der PEEKCF30-Buchse mit jeweils 10 Messungen. Es unterliegen wie bei 20 °C Kammertemperatur die gleichen Positionen der Oberflächenaufnahmen Verschleiß (*b3 - b5*, *c1 - c5*, *d1 - d4* und *e1 - e3* sind als Kontaktzone bei  $n = 500$  U/min gekennzeichnet). Durch die höhere Kammertemperatur von 80 °C ist der Verschleiß stark ausgeprägt. Der Mittelwert der freigelegten Fasern der verschlissenen Oberflächen beträgt 23.8 %. Für die Oberflächen außerhalb der Kontaktzone beträgt der gemittelte Anteil an freigelegten Fasern in der Oberfläche lediglich 2.3 %. Obwohl sich mit abnehmender Drehzahl die Kontaktzone verbreitert, ist kein ausgeprägter Verschleißgradient wie bei 20 °C Kammertemperatur zu erkennen.



**Abbildung 5.7:** Lichtmikroskopische Oberflächenaufnahmen nach Gleitlagerprüflauf, Kammertemperatur = 80 °C.

### Reibkraftvalidierung

Für die Reibkraftvalidierung wird erneut ein Vergleich der Stribeckkurven verwendet. Für die simulierten Stribeckkurven werden folgende Eingangsgrößen aus dem Gleitlagerversuch abgeleitet:

- **Reibungszahl:** Die Reibungszahl wird auf die Grenzreibung bei ca. 5 U/min angepasst und beträgt  $f = 0.11$ . Sie wird als konstant modelliert.
- **Makroskala - Bauteilgeometrie:** Es wird die gemessene Geometrie nach Ende des Prüflaufes bei 80 °C Kammertemperatur verwendet (vgl. Kapitel 5.1). Die Wärme-dehnung von Welle und Lager wird auf Basis der gemessenen Geometrie bei Raumtemperatur (= 20 °C) berücksichtigt.
- **Makroskala - Winkelversatz:** Der Winkel zwischen Wellen- und Lagerachse wird konstant auf 0.07 ° festgelegt.
- **Mikroskala - Rauheiten:** Es werden die Oberflächen  $d1 - d3$  sowie  $c4 - c5$  nach **Abbildung 5.7** entsprechend ihrer axialen Position im Lager verwendet. Der gemittelte Anteil an freigelegten Fasern in den verwendeten Oberflächen beträgt 25.7 %.
- **Temperaturrandbedingung:** Die Temperaturrandbedingung (=  $T_{BC}$ ) in der Simulation beträgt 80 °C bzw. 90 °C. Sie gelten für die Bauteiltemperaturrandbedingungen sowie für die Fluideintrittstemperatur (vgl. **Abbildung 4.14**).

Auffällig ist eine deutlich geringere Reibungszahl von  $f = 0.11$  im Vergleich zu  $f = 0.15$  bei 20 °C Kammertemperatur. Ursächlich dafür sind die unterschiedlichen Reibungszahlen der Kohlenstofffaser sowie der PEEK-Matrix gegen Stahl (vgl. Gl. 4.1). Während bei 20 °C Kammertemperatur der Mittelwert der freigelegten Fasern der max. Kontaktzone 11.4 % beträgt und eine Reibungszahl von 0.15 herrscht, sind in der Kontaktzone bei 80 °C Kammertemperatur 23.8 % Fasern freigelegt, welches einer Reibungszahl von 0.11 entspricht. Somit führt ein höherer Anteil an freigelegten Fasern erwartungsgemäß zu geringeren Festkörperreibungszahlen. Weiter ist zu beobachten, dass ein hoher Anteil an freigelegten Fasern mit einer geringen Oberflächenrauheit einher geht. Dieser Umstand begünstigt den hydrodynamischen Druckaufbau und führt zusätzlich zu geringeren Reibungszahlen im Mischreibungsgebiet.

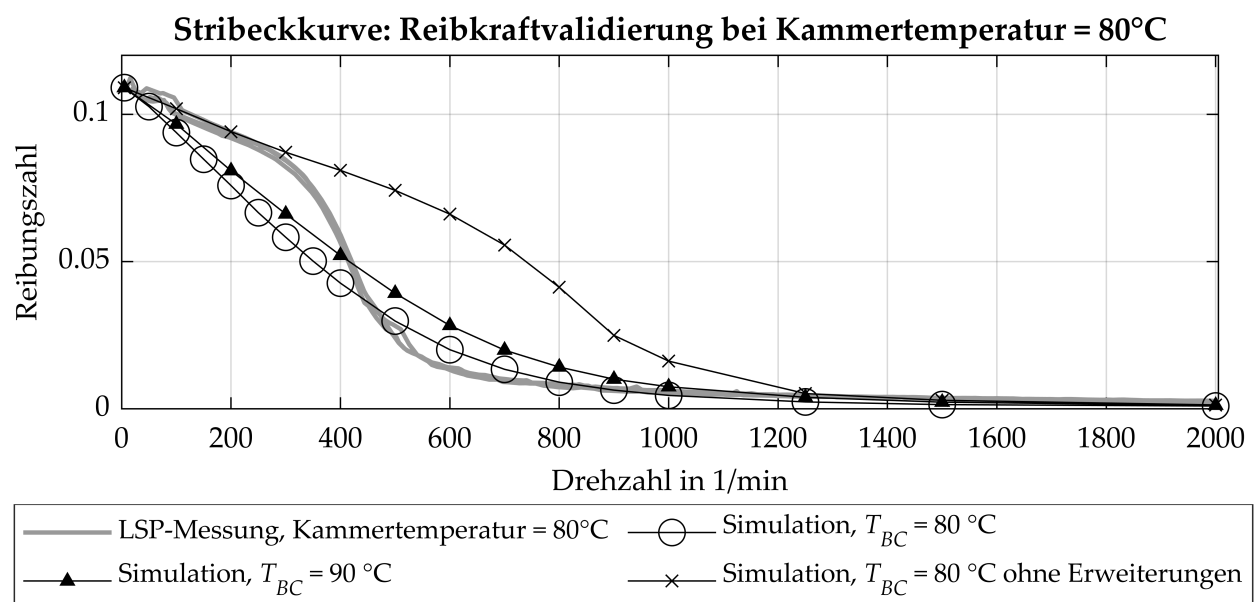
**Abbildung 5.8** stellt den Vergleich der gemessenen und simulierten Stribeckkurven dar. Die gemessenen Stribeckkurven zeigen über den gesamten Verlauf eine geringe Streuung. Die Simulation ohne die in dieser Arbeit gezeigten Modellerweiterungen führt vergleichbar mit 20 °C Kammertemperatur zu höheren Reibkräften durch eine zu steife Mikrostruktur sowie zu hohen Temperaturen. Dadurch korreliert die Simulation ohne Modellerweiterungen gut mit den Messergebnissen bis 300 U/min, da die Reibkraft überschätzt wird.

Die zwei Stribeckkurven mit Modellerweiterungen mit  $T_{BC} = 80$  °C bzw.  $T_{BC} = 90$  °C zeigen ein qualitativ verschiedenes Verhalten und insgesamt deutlich geringere Abweichung von der Messung. Der Eintritt in die vollständige Hydrodynamik findet in der Messung bei ca.  $n = 2000$  U/min statt. Zwischen 1000 U/min und 2000 U/min ist die

Reibungszahl mit 0.005 - 0.0023 gering, es liegen dennoch Festkörperkontakte vor, da die Reibungszahl mit zunehmender Geschwindigkeit weiter sinkt. Dieses Verhalten wird von der Simulation mit vorgestellten Modellerweiterungen gut abgebildet.

Die gemessene Stribeckkurve zeigt einen hohen Gradienten zwischen 300 - 500 U/min. Dieser Gradient wird durch die Simulation nicht abgebildet. Es zeigt sich gute Korrelation zwischen der Messung und der Rechnung mit  $T_{BC} = 80\text{ °C}$  für Drehzahlen  $> 400\text{ U/min}$  mit einer maximalen Abweichung von  $f = 0.012$  bzw.  $F_f = 24\text{ N}$ . Für kleinere Drehzahlen zeigt die Messung deutlich höhere Reibungszahlen als die Simulation mit Modellerweiterung. Diese Beobachtung ist mit den Gleitlagerversuchen bei  $20\text{ °C}$  Kammertemperatur vergleichbar. Ursächlich dafür sind raue, nicht-verschlissene Oberflächen mit einem geringen Anteil an freigelegten Fasern, welche bei kleineren Drehzahlen in Umfangsrichtung zusätzlich in Kontakt treten und in der Simulation nicht berücksichtigt werden können.

Die höchste Lageroberflächentemperatur in der Simulation mit  $T_{BC} = 80\text{ °C}$  wird bei  $n = 400\text{ U/min}$  erreicht. Die maximale Temperatur im Lager beträgt  $111\text{ °C}$ , während der Mittelwert der Oberflächentemperatur des Gleitlagers  $106\text{ °C}$  beträgt. Da keine konstanten Temperaturrandbedingungen in der Messung gewährleistet werden können, ist neben der Simulation mit  $T_{BC} = 80\text{ °C}$  zusätzlich eine Simulation mit  $T_{BC} = 90\text{ °C}$  dargestellt. Die höheren Temperaturen führen erwartungsgemäß zu höheren Reibungszahlen im Mischreibungsgebiet. Dadurch verringert sich die Diskrepanz zur Messung für  $n < 400\text{ U/min}$ . Für Drehzahlen  $> 400\text{ U/min}$  bildet die Simulation mit  $T_{BC} = 80\text{ °C}$  die Messung besser ab.



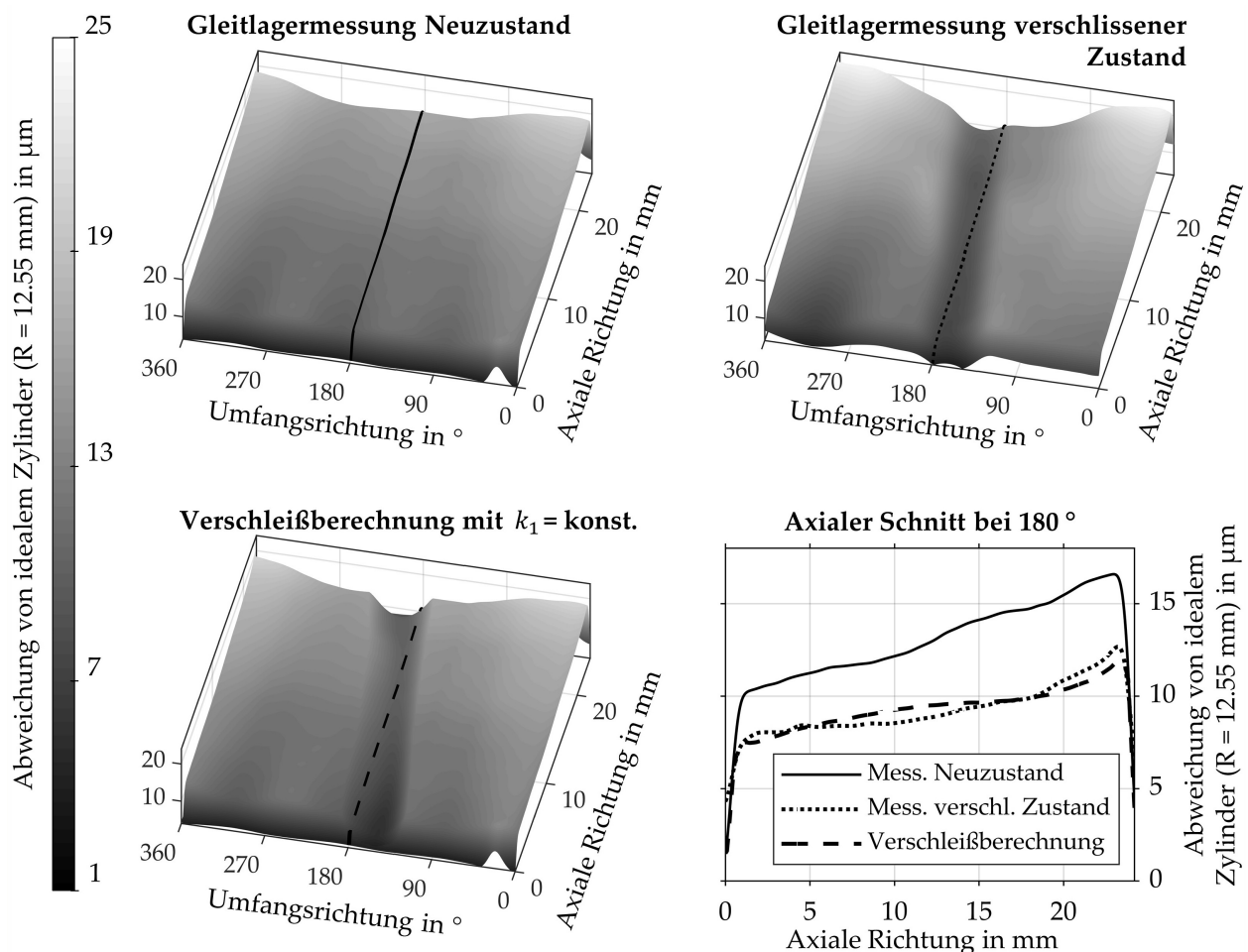
**Abbildung 5.8:** Vergleich zwischen den gemessenen Stribeckkurven mit  $80\text{ °C}$  Kammertemperatur und berechneten Stribeckkurven der Mischreibungssimulation mit  $T_{BC} = 80\text{ °C}$  bzw.  $90\text{ °C}$  sowie der berechneten Stribeckkurve ohne in dieser Arbeit vorgestellten Modellerweiterungen.



Insgesamt zeigen die in dieser Arbeit vorgestellten Modellerweiterungen eine verbesserte Modellgüte. Die heterogene Mikrostruktur führt zu weniger steifen Kontaktdruckkurven, welche zusätzlich mit steigender Temperatur nachgiebiger werden. Die thermisch drehende Welle erhöht den Wärmetransport aus dem Schmierpalt und homogenisiert die Temperatur im Gleitlager. Beide Effekte reduzieren die Reibkraft, wodurch die Modellerweiterung in hohem Maß die Messung repräsentiert.

### Verschleißvalidierung

Auf Basis der Mischreibungssimulation wird die Verschleißsimulation bei  $n = 500$  U/min vorgestellt. Die Vorgehensweise ist analog zum vorherigen Kapitel 5.2. **Abbildung 5.9** zeigt die gemessene Geometrie im Neuzustand, im verschlissenen Zustand sowie die simulierte, verschlissene Geometrie. Die gemessene, verschlissene Geometrie zeigt ausgeprägten Verschleiß über die gesamte axiale Länge des Lagers.



**Abbildung 5.9:** Vergleich der gemessenen Geometrie im Neuzustand, im verschlissenen Zustand sowie der Geometrie der Verschleißberechnung mit  $n = 500$  U/min und  $T_{BC} = 80^\circ\text{C}$ . Es sind die Abweichungen gegenüber einem idealen Zylinder mit  $R = 12.55$  mm dargestellt.

Der maximale Verschleißabtrag beträgt ca. 5  $\mu\text{m}$  und ist damit vergleichbar zum 20 °C-Versuch. Der Grund liegt in der Verschleißfestigkeit der Kohlenstofffasern. Sobald ausreichend Fasern in der Oberfläche freiliegen und die Welle tragen, liegt kein messbarer Verschleiß mehr vor. Der Durchmesser der Kohlenstofffasern beträgt 7  $\mu\text{m}$ . Somit ist keine Faser „vollständig verschlissen“.

Der Volumenanteil an Kohlenstofffasern im PEEKCF30-Werkstoff beträgt ca. 23 %. Der Anteil an freigelegten Fasern in der Oberfläche beträgt bis zu 28.5 % ( $d_3$ ). Es ist wahrscheinlich, dass die Fasern brechen, sich plastisch in die PEEK-Matrix einbetten und so den Faseranteil lokal in der Oberfläche erhöhen. Dieser Effekt wird durch die hohen Temperaturen und der damit verbundenen geringen Streckgrenze von PEEK begünstigt (vgl. Kapitel 3.1). Ein hoher Anteil an Fasern in der Oberfläche wiederum führt zu geringen Festkörperreibungszahlen. Dadurch ist der Werkstoff bei hohen Temperaturen besonders verschleißresistent bei gleichzeitig niedrigen Reibungszahlen. Dieser Effekt gilt für milden abrasiven Verschleiß.

Vergleichbar zum 20 °C Kammertemperaturversuch liegen die Wellen- und die Lagerachse im Winkel von 0.07 ° zueinander. Dieser Winkel ist deutlich im Verschleißbild bei 80 °C Kammertemperatur sichtbar. Da der Winkel in beiden Gleitlagerversuchen auftritt, liegt die Ursache wahrscheinlich in den Toleranzen des gesamten Prüfaufbaus und nicht in der Herstellung der Gleitlager selbst.

Die Verschleißsimulation berücksichtigt den Winkelversatz und zeigt mit einem konstanten  $k$ -Faktor ( $= k_1$ ) eine sehr gute Übereinstimmung zu der Verschleißmessung. Die maximale Abweichung zwischen Messung und Simulation beträgt 1  $\mu\text{m}$  und liegt in der Größenordnung der Messgenauigkeit. Der  $k$ -Faktor in der Simulation beträgt  $4.2 \text{ e-}9 \text{ mm}^3/(\text{Nm})$  und liegt Faktor 2 über dem Verschleißfaktor des Versuches mit 20 °C Kammertemperatur.

Insgesamt zeigt die Verschleißsimulation plausible Ergebnisse mit einer sehr guten Übereinstimmung zwischen Messung und Simulation. Trotz der einfachen Annahmen wie  $k = \text{konst.}$ , zeigt das Ergebnis die realitätsnahe Abbildung der Kontaktverhältnisse in der Mischreibungssimulation, auf welcher der Verschleiß basiert. Somit sind die getroffenen Modellerweiterungen insbesondere für die Kontaktdruckkurve sowie die Temperaturdehnung, welche primär das Kontaktgebiet bestimmen, implizit validiert.

## 6 Zusammenfassung und Ausblick

### Motivation

Polymere Werkstoffe finden zunehmend Anwendung in tribologischen Systemen. Durch die Zugabe von Füll- und Verstärkungstoffen, lassen sich maßgeschneiderte, tribologische Eigenschaften für das System erzielen. Die Bestimmung der Reibungs- und Verschleißigenschaften werden aufwendig über eine Vielzahl an Modell- und Bauteilversuchen ermittelt. Zur Zeit- und Kostenersparnis sowie zum detaillierten Verständnis kann eine virtuelle Produktentwicklung beitragen. Dabei eignen sich Mischreibungssimulationen zur genaueren Beanspruchungsanalyse des Reibkontaktes sowie zur Effizienz- und Lebensdauerauslegung. Für metallische Werkstoffe sind Mischreibungssimulationen etabliert. Der genutzte Mischreibungsansatz vollzieht eine Skalentrennung zwischen der Bauteilgeometrie (= Makroskala) und der Rauheitsebene (= Mikroskala). Auf der Mikroskala erfolgt eine Kontakt- und Fluidsimulation, welche effektive Eigenschaften (= Mischreibungskennfelder - MRK) für die makroskopische Bauteilsimulation ableitet. Dabei werden ausschließlich isotrope, homogene, temperaturunabhängige und linear-elastische Materialmodelle auf allen Größenskalen verwendet. Für polymere Komposite fehlen Analysen in wie weit die metallischen Annahmen gelten sowie entsprechende Modellerweiterungen in der Mischreibungssimulation.

### Vorgehensweise

Als gut verstandenes Maschinenelement mit einer geringen Komplexität im Kompositaufbau wird ein Radialgleitlager mit Stahlwelle und PEEKCF30-Lagerbuchse (Hochtemperaturthermoplast mit 30 Gew.-% Kohlenstoffkurzfaserverstärkung) im niederviskosen Fluid und stationärem Lastvektor als Versuchsträger gewählt. Es wurden die mechanischen Eigenschaften von PEEKCF30 eingehend untersucht. Neben temperaturabhängigen Zugversuchen und Eindringprüfungen wurde die Faserverteilung des zu prüfenden Gleitlagers mittels CT-Scans im oberflächennahen Bereich ermittelt und über effektive Feldtheorien die Steifigkeit berechnet. Diese Erkenntnisse dienten als Eingangsgrößen für die Materialbeschreibung auf der Mikro- und Makroskala.

Auf der Mikroskala wurde ein heterogenes FEM-Kontaktmodell entwickelt, welches die vermessenen Oberflächenrauheiten mit den korrekten Materialinformationen (Faser und Matrix) auf Basis von Verschleißbildern fusioniert. Für das neue heterogene Kontaktmodell wurden die Abhängigkeiten der MRK bzgl. Fusionsgenauigkeit, Temperaturabhängigkeit, Faser- und Matrixmodellierung eingehend diskutiert.



Auf der Makroskala wurden auf Basis der vorher durchgeführten Materialprüfungen thermische Effekte, wie Wärmetransport durch Drehung der Welle, temperaturabhängige MRK und Temperaturdehnung der Welle und des Lagers berücksichtigt. Zusätzlich wurden die Abhängigkeiten der Temperatur und der Faserverteilung auf die Steifigkeit des thermoplastischen Gleitlagers analysiert. Die Abschätzung des Einflusses erfolgte über einen Vergleich der Stribeckkurven mit und ohne Modellerweiterung. In tribologischen Modellprüfungen zeigte PEEKCF30 gegen Stahl ein ausgeprägtes Verschleißverhalten. Aus diesem Grund wurde auf der Makroskala eine energiebasierte Verschleißsimulation auf Basis der Mischreibungssimulation entwickelt und die verschlissene Geometrie in Abhängigkeit des Verschleißfaktors analysiert. Die maximale Temperatur der Simulation lag zu jeder Zeit unter der Glasübergangstemperatur von PEEK ( $T_G = 143\text{ °C}$ ). Abschließend wurden an einem Gleitlagerprüfstand die Modellerweiterungen der Mikro- und Makroskala bzgl. Reibung (= Stribeckkurve) und Verschleiß (= Lagergeometrie) bei zwei Temperaturniveaus ( $20\text{ °C}$  und  $80\text{ °C}$ ) validiert.

### Erkenntnisse

Die MRK des entwickelten heterogenen FEM-Kontaktmodells zeigten sich äußerst robust gegen eine Fusionsungenauigkeit von Höhen- und Materialinformationen, welches den Einsatz in der Praxis durch ein geringes Fehlerpotential bei der Anwendung erleichtert. Im Vergleich zu den ermittelten Steifigkeiten aus den Zugversuchen zeigten sich die MRK der heterogenen Modellierung gleicher Oberflächenrauheiten signifikant nachgiebiger. Ursächlich dafür ist die hohe Faserausrichtung in Prüfrichtung der Zugversuche und die damit verbundene hohe Steifigkeit von  $\langle E \rangle = 28000\text{ N/mm}^2$ . Die heterogene Modellierung ist - je nach Faseranteil in der Oberfläche - vergleichbar mit Kontaktdruckkurven einer effektiven Steifigkeit von  $5000 - 11000\text{ N/mm}^2$ . Diese Erkenntnis wurde durch die Eindringprüfungen plausibilisiert. Die MRK sind primär von den Eigenschaften der PEEK-Matrix abhängig. Dadurch zeigten sich geringe Einflüsse der MRK in Abhängigkeit der Fasermodellierung bezüglich Fasertiefe und mechanischen Eigenschaften. Im Gegenzug dazu stellte sich eine ausgeprägte Abhängigkeit der plastischen Fließgrenze sowie der Temperatur der PEEK-Matrix dar. Es wurde deutlich, dass es durch variierende Rauheiten und variierende Faseranteile in der Oberfläche a priori keine generische, effektive homogene Steifigkeit für die Kontaktsimulation eines heterogenen Materials auf der Mikroskala gibt.

Im statisch belasteten Gleitlager waren im Extremfall bei  $140\text{ °C}$  maximale makroskopische Dehnungen von  $0.6\%$  zu erwarten. Somit konnte in allen makroskopischen Simulationen ideal-elastisches Materialverhalten angenommen werden. Die Änderung der makroskopischen Steifigkeit durch Temperaturunterschiede sowie durch Streuungen der Faserverteilung zeigten keinen signifikanten Einfluss auf die Reibungszahl. Die maximalen Temperaturen auf der Makroskala lagen durch die geringe Wärmeleitung von PEEK nur bis  $0.1\text{ mm}$  in der Oberfläche vor, wodurch der geringe Einfluss erklärt wurde. Die hohen Temperaturen in der Oberfläche wurden durch temperaturabhängige MRK berücksichtigt. Dabei führten höhere Temperaturen zu einer signifikanten Reduzierung der Reibungszahl, da der Festkörperkontaktdruck mit steigenden Temperaturen abnimmt.

Somit wurde die makroskopische Steifigkeit temperaturunabhängig und nur die MRK temperaturabhängig modelliert. Der berücksichtigte Wärmetransport durch die Drehung der Welle ergab eine Reduzierung und Homogenisierung der Temperatur, welches in sinkenden Reibungszahlen resultierte. Die Analyse der Wärmedehnung führte zu einem untergeordneten Interesse bei Umgebungstemperaturen von 20 °C und zu einem verschiedenen Tragverhalten sowie geringeren Reibungszahlen bei 80 °C. Die dominierenden Kantenträger verändern sich bei 80 °C durch die Temperaturdehnung zu einem mitigen max. Festkörperkontakt, hervorgerufen durch eine ballige Kontur. Somit wurde die Temperaturdehnung besonders mit Hinblick auf die Verschleißrechnung für höhere Temperaturen berücksichtigt.

Die Validierung der Modellerweiterungen am Gleitlagerprüfstand zeigten für beide Temperaturenniveaus eine deutliche Verbesserung der Reibungsberechnung. In den Verschleißbildern wurde die Abhängigkeit der Grenzreibungszahl (= Festkörperreibungszahl) vom Anteil der freigelegten Fasern in der Oberfläche deutlich. Die Grenzreibungszahl beträgt 0.15 für 13.3 % und 0.11 für 25.7 % freigelegte Fasern in der Oberfläche. Im niedrigeren Drehzahlbereich bei [100, 300] U/min zeigten die Experimente höhere Reibungszahlen als die Simulation. Grund dafür waren rauere, unverschlossene Oberflächen, welche bei niedrigeren Drehzahlen in Umfangsrichtung in Kontakt traten, was in der Simulation nicht berücksichtigt worden ist.

Die verschlossene Geometrie der Verschleißsimulation stimmt sehr gut mit der gemessenen Verschleißgeometrie überein trotz der einfachen Annahme eines konstanten Verschleißfaktors. Der Hauptgrund liegt in der realitätsnahen Beschreibung der Kontaktverhältnisse in der Mischreibungssimulation.

### Weiterführende Arbeiten

Die vorgestellten Erweiterungen können auf verschiedene polymere Werkstoffe erweitert werden, dabei können Werkstoffe mit mehr als zwei Phasen eingesetzt werden. Genauso ist eine Analyse für das Mischreibungsverhalten bei Temperaturen  $> T_G$  wünschenswert. Zusätzlich können die thermischen Eigenschaften (Wärmedehnung und Wärmeleitung) detaillierter modelliert werden, indem sie eine Abhängigkeit von der Faserverteilung erhalten. Besonders die Analyse der Reibungszahl auf Basis des Traganteils der einzelnen Phasen (Faser und Matrix) bietet enormes Potential, indem die Reibungszahl physikalisch begründet von der Spaltweite (und damit von der Last) sowie vom Ort (= MRK-spezifisch) abhängig modelliert werden kann. Die vorgestellte Modellierungsmethode auf der Mikroskala bietet erstmals die Möglichkeit zu dieser Analyse, welche in dieser Arbeit kurz erläutert wurde. Bezüglich der TEHD-Simulation sind schnellere Lösungsverfahren sowie eine Erweiterung der Systemgrenzen anzustreben. Zusätzlich sollten ortsabhängige MRK in Umfangsrichtung berücksichtigt werden. Die Verschleißsimulation kann zum einen durch einen diskreten Verschleißabtrag erweitert werden, um eine minimale Verschleißpartikelgröße zu gewährleisten. Zusätzlich kann in zukünftigen Arbeiten das Einlaufverhalten betrachtet werden, in dem MRK und Verschleißfaktoren eine Abhängigkeit vom Verschleißzustand erhalten.

## Literaturverzeichnis

- [1] A. PANDEY, C. H. V. ; SNOEIJER, J. H.: *Lubrication of soft viscoelastic solids*. In: Journal of Fluid Mechanics 799, S. 433 - 447, 2017
- [2] AKCHURIN, A. ; BOSMAN, R. ; LUGT, P.M.: *A Stress-Criterion-Based Model for the Prediction of the Size of Wear Particles in Boundary Lubricated Contacts*. In: Tribology Letters 64(35), S. 1 - 12, 2016
- [3] AKCHURIN, A. ; BOSMAN, R. ; LUGT, P.M.: *Generation of wear particle and running-in in mixed lubricated sliding contacts*. In: Tribology International 110, S. 201 - 208, 2017
- [4] AL-ZOUBI, A. ; BRENNER, G.: *Simulating fluid flow over sinusoidal surfaces using the lattice Boltzmann methode*. In: Computers and Mathematics with Applications 55, S. 1365 - 1376, 2008
- [5] ALBERS, A. ; REICHERT, S. ; HELDMAIER, S.: *Untersuchung des Einlauf-Verschleißverhaltens von geschmierten Kontakten unter Berücksichtigung unterschiedlicher Fertigungsverfahren mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode*. In: Konferenzband der 57. Tagung der Gesellschaft für Tribologie, Göttingen, 2016
- [6] ANANDARAJAH, A.: *Computational Methods in Elasticity and Plasticity: Solids and Porous Media*. Springer Science, New York, 2010
- [7] ANTOULAS, A.C.: *An overview of approximation methods for large-scale dynamical systems*. In: Annual Reviews in Control 29, S. 181 - 190, 2005
- [8] ARCHARD, J. F.: *Contact and rubbing of flat surfaces*. In: Journal of Applied Physics 24(8), S. 981 - 988, 1953
- [9] ARCHARD, J. F. ; HIRST, W.: *The Wear of Metals under Unlubricated Conditions*. In: Proceedings R. Soc. London 236, S. 389 - 410, 1956
- [10] ARENS, T. ; HETTLICH, F. ; KARPfinger, C. ; KOCKELKORN, U. ; LICHTENEGGER, K. ; STACHEL, H.: *Mathematik*. Spektrum Akademischer Verlag, Heidelberg, 2012
- [11] AXÉN, N. ; HUTCHINGS, I.M. ; JACOBSON, S.: *A model for the friction of multiphase materials in abrasion*. In: Tribology International 29(6), S. 467 - 475, 1996
- [12] AXÉN, N. ; JACOBSON, S.: *A model for the abrasive wear resistance of multiphase materials*. In: Wear 174, S. 179 - 199, 1994

- [13] BAIR, S. ; VERGNE, P. ; KUMAR, P. ; POLL, G. ; KRUPKA, I. ; HARTL, M. ; HABCHI, W. ; LARSSON, R.: *Comment on „History, Origins and Prediction of Elastohydrodynamic Friction “ by Spikes and Jie*. In: Tribology Letters 58(16), S. 1 - 8, 2015
- [14] BARTEL, D.: *Simulation von Tribosystemen*. Vieweg + Teubner, Wiesbaden, 2010
- [15] BARTEL, D. ; BOBACH, L. ; BEILICKE, R.: *Untersuchung des Reibungsverhaltens und der Schmierfilmbildung von Getriebeölen und Vergleich mit 3D-TEHD Simulationen*. In: Konferenzband der 57. Tagung der Gesellschaft für Tribologie, Göttingen, 2016
- [16] BARTEL, D. ; BOBACH, L. ; ILLNER, T. ; DETERS, L.: *Simulating transient wear characteristics of journal bearings subjected to mixed friction*. In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology 226(12), S. 1095-1108, 2012
- [17] BARTENEV, G.M. ; LAVRENTEV, V.V. ; LEE, L.H. (Hrsg.) ; LUDEMA, K.C. (Hrsg.): *Friction and wear of polymers, Amsterdam*. Elsevier Scientific Publishing Company, 1981
- [18] BARTZ, W. J.: *Zur Geschichte der Tribologie (Handbuch der Tribologie und Schmierungs-technik)*. Expert-Verlag, Ehningen, 1988
- [19] BAYER, R. G.: *Mechanical Wear Fundamentals and Testing*. Marcel Dekker, New York, 2004
- [20] BEILICKE, R. ; BOBACH, L. ; BARTEL, D. ; BADER, N. ; POLL, G. ; BROUWER, L. ; SCHWARZE, H.: *Tribologische Fluidmodelle zur Simulation der Reibung in geschmierten konzentrierten Kontakten*. In: Konferenzband der 56. Tagung der Gesellschaft für Tribologie, Göttingen, 2015
- [21] BENNER, J.: *Moderne Gleitlager*. In: VDI Wissensforum, Düsseldorf, 2011
- [22] BERGMANN, P. ; GRÜN, F. ; GÓDOR, I. ; STADLER, G. ; MAIER-KIENER, V.: *On the modelling of mixed lubrication of conformal contacts*. In: Tribology International 125, S. 220 - 236, 2018
- [23] BERNASCONI, A. ; COSMI, F. ; HINE, P.J.: *Analysis of fibre orientation distribution in short fibre reinforced polymers: A comparison between optical and tomographic methods*. In: Composites Science and Technology 72, S. 2002 - 2008, 2012
- [24] BLUMENTHAL, H.: *Reibungs- und Verschleißverhalten des Kolbenbolzenlagers bei elastohydrodynamischer Schmierung*. Dissertation, Technische Universität Clausthal, 2006
- [25] BOBACH, L. ; BARTEL, D. ; DETERS, L.: *Das dynamisch belastete Radialgleitlager unter dem Einfluss elastischer Verformungen der Lagerumgebung*. In: Tribologie und Schmierungstechnik 54, S. 5 - 13, 2006
- [26] BOBACH, L. ; ILLNER, T. ; BARTEL, D. ; DETERS, L.: *Verschleißberechnung mischreibungsbeanspruchter Radialgleitlager*. In: VDI-Berichte Nr. 2147, S. 97 - 112, 2011

- [27] BODE, B.: *Entwicklung eines Quarzviskosimeters für Messungen bei hohen Drücken*. Dissertation, Technische Universität Clausthal, 1984
- [28] BODE, B.: *Modell zur Beschreibung des Fließverhaltens von Flüssigkeiten unter hohem Druck*. In: Tribologie und Schmierungstechnik 36(4), S. 182 - 189, 1989
- [29] BONNEAU, D. ; FATU, A. ; SOUCHET, D.: *Mixed lubrication in hydrodynamic bearings*. John Wiley & Sons Inc., Hoboken (USA), 2014
- [30] BOUSSINESQ, M.J.: *Application des potentiels à l'étude de l'équilibre et du mouvement des solides élastiques*. In: Gauthier-Villars 4, 1885
- [31] BOWDEN, F.P. ; TABOR, D.: *Reibung und Schmierung fester Körper*. Springer-Verlag, Berlin, 1959
- [32] BRODNIK-ZUGELJ, B. ; KALIN, M.: *Submicron-scale experimental analyses of multi-asperity contacts with different roughnesses*. In: Tribology International 119, S. 667 - 671, 2018
- [33] BROUWER, L. ; BADER, N. ; BEILICKE, R.: *Tribologische Fluidmodelle für Nebenantriebsaggregate in Hybrid- und Elektrofahrzeugen*. Abschlussbericht FVV Vorhaben Nr. 1138, Heft 1092, 2016
- [34] CANGIOLI, F. ; CHATTERTON, S. ; PENNACCHI, P. ; NETTIS, L. ; CIUCHICCHI, L.: *Thermo-elasto bulk-flow model for labyrinth seals in steam turbines*. In: Tribology International 119, S. 356 - 371, 2018
- [35] CIRINO, M. ; FRIEDRICH, K. ; R.B.PIPES: *Evaluation of polymer composites for sliding and abrasive wear applications*. In: Composites 19(5), S. 383 - 392, 1988
- [36] COHEN, M.H. ; TURNBULL, D.: *Molecular transport in liquids and glasses*. In: Journal of Chemical Physics 31(5), S. 1164 - 1169, 1959
- [37] CREASE, A.B.: *Design data for the wear performance of rubbing bearing surfaces*. In: Tribology 6, S. 15 - 20, 1973
- [38] CZICHOS, H. ; HABIG, K.-H.: *Tribologie-Handbuch, Tribometrie, Tribomaterialien, Tribotechnik*. Vieweg + Teubner, Wiesbaden, 2010
- [39] DAMM, K.: *Gleitlager im Automobil*. Süddeutscher Verlag onpact, München, 2009
- [40] Dassault Systèmes: *Abaqus 2016 Documentation*. 2015
- [41] DEBLER, C.: *Bestimmung und Vorhersage des Verschleißes für die Auslegung von Dichtungen*. Dissertation, Universität Hannover, 2005
- [42] DETERS, L. ; FISCHER, A. ; SANTNER, E. ; STOLZ, U.: *GFT Arbeitsblatt 7 Tribologie, Verschleiß, Reibung - Definitionen, Begriffe, Prüfung*. Gesellschaft für Tribologie, 2002
- [43] DIN 7724: *Polymere Werkstoffe - Gruppierung polymerer Werkstoffe aufgrund ihres mechanischen Verhaltens*. 1993

- [44] DIN EN 590: *Kraftstoffe für Kraftfahrzeuge - Dieselkraftstoff - Anforderungen und Prüfverfahren*. 2014
- [45] DIN EN ISO 1043: *Kunststoffe - Kennbuchstaben und Kurzzeichen*. 2016
- [46] DIN EN ISO 14577: *Metallische Werkstoffe - Instrumentierte Eindringprüfung zur Bestimmung der Härte und anderer Werkstoffparameter*. 2015
- [47] DIN EN ISO 527: *Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften*. 2012
- [48] DIN ISO 31652: *Hydrodynamische Radial-Gleitlager im stationären Betrieb*. 2015
- [49] DIN ISO 3547: *Gleitlager - Gerollte Buchsen*. 2015
- [50] DIN ISO 4378: *Gleitlager*. 2013
- [51] DIN ISO 6691: *Thermoplastische Polymere für Gleitlager*. 2000
- [52] DIN ISO 7148: *Gleitlager - Prüfung des tribologischen Verhalten von Gleitlagerwerkstoffen*. 2014
- [53] DOBRICA, M. B. ; M.FILLON ; P.MASPEYROT: *Mixed elastohydrodynamic lubrication in a partial journal bearing - Comparison between deterministic and stochastic models*. In: Transactions of the ASME 128, S. 778 - 788, 2006
- [54] DOBRICA, M. B. ; M.FILLON ; P.MASPEYROT: *Influence of Mixed-Lubrication and Rough Elastic-Plastic Contact on the Performance of Small Fluid Film Bearings*. In: Tribology Transactions 51, S. 699 - 717, 2008
- [55] DOMININGHAUS, H. ; ELSNER, P. (Hrsg.) ; EYRER, P. (Hrsg.) ; HIRTH, T. (Hrsg.): *Kunststoffe: Eigenschaften und Anwendungen*. 8. Springer-Verlag, Heidelberg, 2012
- [56] ECKE, N.C. ; HÖLLER, J. ; NIEDERMEYER, J. ; KLEIN, P. ; SCHLARF, A.K.: *Simulation hybrider Tribocompounds mittels homogener Materialmodelle*. In: Konferenzband der 59. Tagung der Gesellschaft für Tribologie, Göttingen, 2018
- [57] EDIE, D. D.: *The effect of processing on the structure and properties of carbon fibers*. In: Carbon 36(4), S. 345 - 362, 1998
- [58] EFFENDI, J.: *Die numerische Lösung der elastohydrodynamischen Kontaktprobleme unter Berücksichtigung der Oberflächenrauheiten*. Dissertation, RWTH Aachen, 1987
- [59] EHRENSTEIN, G. W.: *Polymer Werkstoffe Struktur - Eigenschaften - Anwendung*. Carl Hanser Verlag, München, 2011
- [60] ELROD, H.G. ; ADAMS, M.L.: *A computer program for cavitation and starvation problems*. In: Proceedings 1. Leeds-Lyon Symposium on Tribology, S. 37 - 41, 1974
- [61] ERHARD, G.: *Zum Reibungs- und Verschleißverhalten von Polymerwerkstoffen*. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie, 1980
- [62] ESHELBY, J.D.: *The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems*. In: Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences 241(1226), S. 376-396, 1957

- [63] EYRING, H.: *Viscosity, plasticity and diffusion as examples of absolute reaction rates*. In: Journal of Chemical Physics 4, S. 283 - 291, 1936
- [64] FAKIROV, S. ; FAKIROVA, C.: *Direct determination of the orientation of short glass fibers in an injection-molded poly(ethyleneterephthalate) system*. In: Polymer Composites 6, S. 41 - 46, 1985
- [65] FALK, K. ; SAVIO, D. ; MOSELER, M.: *Molecular dynamics of hydrocarbon lubricants under extreme pressures: Atomistic insights into the free volume approach*. In: Proceedings 44. Leeds-Lyon Symposium on Tribology, S. 1 - 2, 2017
- [66] FATU, A. ; HAJJAM, M. ; BONNEAU, D.: *A New Model of Thermoelastohydrodynamic Lubrication in Dynamically Loaded Journal Bearings*. In: Journal of Tribology 128(1), S. 85 - 95, 2005
- [67] FATU, R.D.: *Étude et modélisation de la lubrification mixte et des modes d'avaries associées dans les paliers moteur*. Dissertation, Universität Poitiers, 2009
- [68] FERNANDES, C.M.C.G. ; ROCHA, D.M.P. ; MARTINS, R.C. ; AES, L. M. ; SEABRA, J.H.O.: *Finite element method model to predict bulk and flash temperatures on polymer gears*. In: Tribology International 120, S. 255 - 268, 2018
- [69] FILLOT, N. ; IORDANOFF, I. ; BERTHIER, Y.: *Wear modeling and the third body concept*. In: Wear 262, S. 949 - 957, 2007
- [70] FLEISCHER, G.: *Energetische Methode der Bestimmung des Verschleißes*. In: Schmierungstechnik 4, S. 269 - 274, 1973
- [71] FLEISCHER, G.: *Energiebilanzierung der Festkörperreibung als Grundlage zur energetischen Verschleißberechnung (Teil I)*. In: Schmierungstechnik 7, S. 225 - 230, 1976
- [72] FLEISCHER, G.: *Energiebilanzierung der Festkörperreibung als Grundlage zur energetischen Verschleißberechnung (Teil II)*. In: Schmierungstechnik 7, S. 271 - 275, 1976
- [73] FLEISCHER, G.: *Energiebilanzierung der Festkörperreibung als Grundlage zur energetischen Verschleißberechnung (Teil III)*. In: Schmierungstechnik 8, S. 49 - 58, 1977
- [74] FLEISCHER, G. ; GRÖGER, H. ; THUM, H.: *Verschleiß und Zuverlässigkeit*. VEB Verlag Technik, Berlin, 1980
- [75] FLEMMING, M. ; ZIEGMANN, G. ; ROTH, S.: *Faserverbundbauweisen - Faser und Matrices*. Springer-Verlag, Berlin, 1995
- [76] FLÖCK, F.: *Beitrag zu experimentellen und modellhaften Beschreibung der Gleitverschleißmechanismen kohlenstoffverstärkter Polyetheretherketon-(PEEK)-Verbunde*. Dissertation, Universität Kaiserslautern, 2001
- [77] FOLGAR, F. ; TUCKER, C.L.: *Orientation Behavior of Fibers in Concentrated Suspensions*. In: Journal of reinforced Plastics and Composites 3(2), S. 98 - 119, 1984
- [78] FRICKE, S.: *Auswirkungen von Unsicherheiten auf die Validierung einer Mischreibungssimulation*. Dissertation, Universität Hannover, 2018

- [79] FRICKE, S. ; HAGER, C. ; SOLOVYEV, S. ; WANGENHEIM, M. ; WALLASCHEK, J.: *Influence of surface form deviations on friction in mixed Lubrication*. In: Tribology International 118, S. 491 - 499, 2018
- [80] FRIEDRICH, K. ; GODA, T. ; VÁRADI, K. ; WETZEL, B.: *Finite Element Simulation of the Fiber-Matrix Debonding in Polymer Composites Produced by a Sliding Indentor: Part I - Normally Oriented Fibers*. In: Journal of Composite Materials 38(18), S. 1583 - 1606, 2004
- [81] FRIEDRICH, K. ; SCHLARF, A.K.: *Tribology of Polymeric Nanocomposites - Friction and Wear of Bulk Materials and Coatings*. Butterworth-Heinemann, Oxford, 2013
- [82] FRÖLICH, D. ; MAGYAR, B. ; SAUER, B.: *A comprehensive model of wear, friction and contact temperature in radial shaft seals*. In: Wear 311, S. 71 - 80, 2014
- [83] GEBARD, A. ; EMRICH, S. ; HAUPERT, F. ; KOPNARSKI, M. ; SCHLARF, A.K.: *Mehrschichtverbundsysteme bei Grenzreibung (Vorprojekt)*. Abschlussbericht FVV Vorhaben Nr. 891, Heft 825, 2006
- [84] GILTROW, J.P. ; LANCASTER, J.K.: *Friction and Wear of Polymers reinforced with Carbon Fibres*. In: Nature 214, S. 1106 - 1107, 1967
- [85] GODA, T. ; VÁRADI, K. ; FRIEDRICH, K.: *Fe micro-models to study contact states, stresses and failure mechanisms in a polymer composite subjected to a sliding steel asperity*. In: Wear 251, S. 1584 - 1590, 2001
- [86] GODA, T. ; VÁRADI, K. ; WETZEL, B. ; FRIEDRICH, K.: *Finite Element Simulation of the Fiber-Matrix Debonding in Polymer Composites Produced by a Sliding Indentor: Part II - Parallel and Anti-parallel Fiber Orientation*. In: Journal of Composite Materials 38(18), S. 1607 - 1618, 2004
- [87] GONZALEZ, R.C. ; WOODS, R.E.: *Digital Image Processing*. Pearson Education, New Jersey, 2008
- [88] GONZALEZ, R.C. ; WOODS, R.E. ; EDDINS, S.L.: *Digital Image Processing Using MATLAB*. Pearson Education, New Jersey, 2004
- [89] GREENWOOD, J.A. ; TRIPP, J.H.: *The elastic contact of rough spheres*. In: Journal of Applied Mechanics 34(1), S. 153 - 159, 1967
- [90] GRELLMANN, W. ; SEIDLER, S.: *Kunststoffprüfung*. Carl Hanser Verlag, München, 2015
- [91] GRÜN, F.: *Entwicklung von Prüfmethoden zur Charakterisierung von zweiphasigen Tribomaterialien*. Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2007
- [92] GRÜN, F.: *Functionality of heterogeneous sliding materials for conformal contacts*. Habilitationsschrift, Montanuniversität Leoben, 2011



- [93] GRÜN, F. ; GÓDOR, I. ; SAILER, W. ; GÄNSER, H.P.: *Simulation of tribological functionality of heterogeneous tribomaterials*. In: Tribology International 46, S. 119 - 127, 2012
- [94] GUYAN, R.J.: *Reduction of stiffness and mass matrices*. In: AIAA Journal 3(2), S. 380, 1965
- [95] HABCHI, W.: *Coupling Strategies for Finite Element Modeling of Thermal Elastohydrodynamic Lubrication Problems*. In: Journal of Tribology 139:041501, S. 1 - 12, 2017
- [96] HABCHI, W.: *Finite Element Modeling of Elastohydrodynamic Lubrication Problems*. John Wiley & Sons, Hoboken (USA), 2018
- [97] HABCHI, W. ; ISSA, J.S.: *An Exact and General Model Order Reduction Technique for the Finite Element Solution of Elastohydrodynamic Lubrication Problems*. In: Journal of Tribology 139:051501, S. 1 - 19, 2017
- [98] HABEL, O.: *Instationäre Mischreibungssimulation konformer Stahl-Polymer-Kontakte unter Berücksichtigung von Mangelschmierungseffekten*. Dissertation, Universität Bochum, 2013
- [99] HAGEMANN, T.: *Ölzuführungseinfluss bei schnell laufenden, hoch belasteten Radialgleitlagern unter Berücksichtigung des Lagerdeformationsverhaltens*. Dissertation, Technische Universität Clausthal, 2011
- [100] HAMROCK, B.J. ; SCHMID, S. R. ; JACOBSON, B. O.: *Fundamentals of fluid film lubrication*. Marcel Dekker, New York, 2004
- [101] HARTLEY, R. ; ZISSERMAN, A.: *Multiple View Geometry in Computer Vision*. Cambridge University Press, Cambridge, 2003
- [102] HASL, C. ; OSTER, P. ; TOBIE, T. ; STAHL, K.: *Bending strength of oil-lubricated cylindrical plastic gears*. In: Forschung im Ingenieurwesen 81, S. 349 - 355, 2017
- [103] HE, L. ; OVAERT, T.C.: *Three-Dimensional Rough Surface Contact Model for Anisotropic Materials*. In: Journal of Tribology 130:021402, S. 1 - 6, 2008
- [104] HILL, R. J.: *Elastic Properties of reinforced solids: Some theoretical principles*. In: Journal of the Mechanics and Physics of Solids 11(5), S. 357 - 372, 1963
- [105] HOFFMANN, V. ; BARTEL, D.: *3D - CFD Simulation von mischreibungsbeanspruchten Gleitlagern*. In: Konferenzband der 59. Tagung der Gesellschaft für Tribologie, Göttingen, 2018
- [106] HOHE, J. ; BECKMANN, C. ; PAUL, H.: *Modeling of uncertainties in long fiber reinforced thermoplastics*. In: Materials & Design 66, S. 390 - 399, 2015
- [107] HOLM, R.: *Electric Contacts Handbook*. Springer-Verlag, Berlin, S. 199 - 207, 1958
- [108] HUBERT, T. ; BAUSER, M. ; HASL, C. ; TOBIE, T. ; STAHL, K.: *Load carrying capacity of cylindrical plastic gears: Requirements of injection molded plastic test gears for back-toback*

- and pulsator testing*. In: Proceedings 6. International Conference on Gears, S. 1183 - 1190, 2015
- [109] HUTCHINGS, I.M.: *Leonardo da Vinci's studies of friction*. In: Wear 360 - 361, S. 51 - 66, 2016
- [110] HYUN, S. ; PEI, L. ; MOLINARI, J.F. ; ROBBINS, M.O.: *Finite-element analysis of contact between elastic and self-affine surfaces*. In: Physical Review E 70:026117, S. 1 - 13, 2004
- [111] ILINČIĆ, S.: *Combined Finite Element-Boundary Element Method for Contact Mechanics of Rough Engineering Surfaces*. Dissertation, Technische Universität Wien, 2012
- [112] J. KOPITZ, W. P.: *Wärmeübertragung: Grundlagen, analytische und numerische Methoden*. Pearson , München, 2009
- [113] JÄHNE, B.: *Digitale Bildverarbeitung*. Springer-Verlag, Berlin, 2002
- [114] JAITNER, D.: *Effiziente Finite-Elemente-Lösung der Energiegleichung zur thermischen Berechnung tribologischer Kontakte*. Dissertation, Universität Kassel, 2017
- [115] JAKOBSSON, B. ; FLOBERG, L.: *The finite journal bearing considering vaporization*. In: Transactions of Chalmers University of Technology 190, 1957
- [116] JAMARI, J. ; ROOIJ, M.B. de ; SCHIPPER, D.J.: *Plastic Deterministic Contact of Rough Surfaces*. In: Journal of Tribology 129, S. 957 - 962, 2007
- [117] JOHNSON, D. J.: *Structure-property relationships in carbon fibres*. In: Journal of Physics D: Applied Physics 20(3), S. 287 - 291, 1987
- [118] JOHNSON, K.L.: *Contact mechanics*. Cambridge University Press, Cambridge, 1985
- [119] JOST, H. P.: *Lubrication: Tribology; Education and Research; Report on the Present Position and Industry's Needs*. submitted to: Department of Education and Science UK, 1966
- [120] KAISER, J.M.: *Beitrag zur mikromechanischen Berechnung kurzfaserverstärkter Kunststoffe - Deformation und Versagen*. Dissertation, Universität des Saarlandes, 2013
- [121] KALEEL, I.: *Numerical simulation of micro-scale contact models using finite element method*. Masterthesis, Ruhr Universität Bochum, 2015
- [122] KARPENKO, Y.A. ; AKAY, A.: *A numerical model of friction between rough surfaces*. In: Tribology International 34, S. 531 - 545, 2001
- [123] KLEIN, B.: *FEM Grundlagen und Anwendungen der Finite-Element-Methode im Maschinen- und Fahrzeugbau*. Springer Vieweg, Wiesbaden, 2015
- [124] KOGUT, L. ; ETSION, I.: *A Static Friction Model for Elastic-Surfaces Contacting Rough Surfaces*. In: Journal of Tribology 126, S. 34 - 40, 2004
- [125] KRAGELSKI, I.V. ; DOBYČIN, M. N. ; KOMBALOV, V. S.: *Grundlagen der Berechnung von Reibung und Verschleiß*. Carl Hanser Verlag, München, 1983

- [126] KRAGELSKI, W.I. ; FLEISCHER, G. ; KOMBALOV, S.W. ; WINKELMANN, U.: *Vereinigung der Ermüdungstheorie und des energetischen Ansatzes zur Berechnung des Verschleißes*. In: Schmierungstechnik 10, S. 132 - 133, 1975
- [127] KRIVACHY, R.: *Charakterisierung und Modellierung kurzfaserverstärkter thermoplastischer Kunststoffe zur numerischen Simulation von Crashvorgängen*. Dissertation, Fraunhofer Institut für Kurzzeiddynamik, 2007
- [128] KUSS, E.: *Zur Frage des Viskositäts-Druckverhaltens von Öl*. In: Erdöl Zeitschrift 78, S. 628 - 688, 1962
- [129] LAGEMANN, V.: *Numerische Verfahren zur tribologischen Charakterisierung bearbeitungsbedingter rauer Oberflächen bei Mikrohydrodynamik und Mischreibung*. Dissertation, Universität Kassel, 2000
- [130] LANG, O.R. ; STEINHILPER, W.: *Gleitlager*. Springer-Verlag, Berlin, 1978
- [131] LIM, S.C.: *Recent developments in wear-mechanism maps*. In: Tribology International 31(1-3), S. 87 - 97, 1998
- [132] LIN, L. ; PEI, X.Q. ; BENNEWITZ, R. ; SCHLARB, A.K.: *Friction and wear of PEEK in continuous sliding and unidirectional scratch tests*. In: Tribology International 122, S. 108 - 113, 2018
- [133] LIN, Y. ; OVAERT, T.C.: *A Rough Surface Contact Model for General Anisotropic Materials*. In: Journal of Tribology 126, S. 41 - 49, 2004
- [134] LINJAMAA, A. ; LEHTOVAARA, A. ; LARSSON, R. ; KALLIO, M. ; SÖCHTING, S.: *Modelling and analysis of elastic and thermal deformations of a hybrid journal bearing*. In: Tribology International 118, S. 451 - 457, 2018
- [135] LIU, G. ; WANG, Q. ; LIN, C.: *A Survey of Current Models for Simulating the Contact between Rough Surfaces*. In: Tribology Transactions 42(9), S. 581 - 591, 1999
- [136] LIU, Y. ; WANG, W. ; ZHANG, H. ; ZHAO, Z.: *Solution of temperature distribution under frictional heating with consideration of material inhomogeneity*. In: Tribology International 126, S. 80 - 96, 2018
- [137] LORENTZ, B. ; ALBERS, A.: *A numerical model for mixed lubrication taking into account surface topography, tangential adhesion effects and plastic deformations*. In: Tribology International 59, S. 259 - 266, 2013
- [138] LOVE, A.E.H.: *The stress produced in a semi-infinite solid by pressure on part of the boundary*. In: Philosophical Transaction Royal Society A 228, S. 377 - 420, 1929
- [139] LU, Z.P. ; FRIEDRICH, K.: *On sliding friction and wear of PEEK and its composites*. In: Wear 181-183, S. 624 - 631, 1995
- [140] MAIER, D.: *On the Use of Model Order Reduction Techniques for the Elastohydrodynamic Contact Problem*. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie, 2015

- [141] MAIER, E. ; ZIEGLTRUM, A. ; LOHNER, T. ; STAHL, K.: *Characterization of TEHL contacts of thermoplastic gears*. In: *Forschung im Ingenieurwesen* 81, S. 317 - 324, 2017
- [142] MANDELBROT, B.B.: *The Fractal Geometry of Nature*. W.H. Freeman and Company, New York, 1983
- [143] MARX, S.: *Trockenlaufende Gleitlager aus hochtemperaturbeständigen Kunststoffen*. Dissertation, Technische Universität Chemnitz-Zwickau, 1997
- [144] MÄURER, M.: *Tribologische Untersuchungen an Radialgleitlagern aus Kunststoffen*. Dissertation, Technische Universität Chemnitz, 2003
- [145] MEGALINGAM, A. ; MAYURAM, M.M.: *Elastic-plastic contact analysis of single layer solid rough surface model using FEM*. In: *International Journal of Mechanical, Aerospace, Industrial, Mechatronic, Manufacturing Engineering* 6(1), S. 133-137, 2012
- [146] MENG, H.C. ; LUDEMA, K.C.: *Wear models and predictive equations: their form and content*. In: *Wear* 181-183, S. 443 - 457, 1995
- [147] MERMERTAS, Ü.: *Nichtlinearer Einfluss von Radialgleitlagern auf die Dynamik schnelllaufender Rotoren*. Dissertation, Technische Universität Clausthal, 2007
- [148] MORI, T. ; TANAKA, K.: *Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions*. In: *Acta Metallurgica* 21(5), S. 571 - 574, 1973
- [149] MÜLLER, V. ; BÖHLKE, T.: *Prediction of effective elastic properties of fiber reinforced composites using orientation tensors*. In: *Composites Science and Technology* 130, S. 36 - 45, 2016
- [150] MÜLLER, V. ; KABEL, M. ; ANDRÄ, H. ; BÖHLKE, T.: *Homogenization of linear elastic properties of short-fiber reinforced composites - A comparison of mean field and voxel-based methods*. In: *International Journal of Solids and Structures* 67 - 68, S. 56 - 69, 2015
- [151] NADERMANN, D. ; DIETRICH, P. ; KORN, G. ; SCHWARZE, H.: *Tribological behavior of short carbon fibre reinforced PEEK under diesel lubrication*. In: *Proceedings 6. World Tribology Congress, Beijing*, 2017
- [152] NADERMANN, D. ; ELTER, A. ; SCHWARZE, H.: *Contact simulation of real worn surfaces with polymeric composites on the microscale*. In: *Konferenzband der 58. Tagung der Gesellschaft für Tribologie, Göttingen*, 2017
- [153] NADERMANN, D. ; ELTER, A. ; SCHWARZE, H.: *Effect of Short Fiber Reinforced Polymer on the Flow Factor Calculation for Mixed Lubrication Simulations*. In: *Proceedings 21. International Colloquium Tribology, Ostfildern*, 2018
- [154] NADERMANN, D. ; ELTER, A. ; SOLOVYEV, S. ; SCHWARZE, H.: *Multiscale simulation approach of journal bearings with short carbon fiber reinforced PEEK - Predicting friction and wear under steady state conditions*. In: *Proceedings 6. Asia International Conference on Tribology, Kuching*, 2018

- [155] NADERMANN, D. ; RASTOGI, A. ; SCHWARZE, H.: *Modeling approach for contact simulation of composite materials on microscale*. In: Proceedings 6. World Tribology Congress, Beijing, 2017
- [156] NASDALA, L.: *FEM-Formelsammlung Statik und Dynamik*. Vieweg + Teubner, Wiesbaden, 2010
- [157] NEUPERT, T. ; BARTEL, D.: *3D - CFD Simulation eines EHD Punktkontakts und Vergleich mit Lösungen der Reynolds'schen Differentialgleichung*. In: Konferenzband der 59. Tagung der Gesellschaft für Tribologie, Göttingen, 2018
- [158] NOWICKI, L.: *Raue Obeflächen in geschmierten Tribokontakten*. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie, 2008
- [159] OKOSHI, M. ; SAKAI, H.: *Researches on the mechanism of abrasion. Report III, mechanism of abrasion of cast iron and steel*. In: Transactions of Japanese Society of Mechanical Engineering 7, S. 29 - 47, 1941
- [160] OLSSON, K. O.: *Cavitation in dynamically loaded bearings*. In: Transactions of Chalmers University of Technology 308, S. 1 - 60, 1965
- [161] OSTER, F.A.: *Hochtemperaturbeständige Polymer-Beschichtungen für tribologische Anwendungen*. Dissertation, Technische Universität Kaiserslautern, 2005
- [162] PATIR, N.: *A numerical procedure for random generation of rough surfaces*. In: Wear 47, S. 263 - 277, 1978
- [163] PATIR, N. ; CHENG, H.: *An average flow model for determining effects of three-dimensional roughness on partial hydrodynamic lubrication*. In: Journal of Lubrication Technology 100, S. 12 - 17, 1978
- [164] PATIR, N. ; CHENG, H.: *Application of average flow model to lubrication between rough sliding surfaces*. In: Journal of Lubrication Technology 101, S. 220 - 30, 1979
- [165] PEI, L. ; HYUN, S. ; MOLINARI, J.F. ; ROBBINS, M.O.: *Finite element modeling of elastoplastic contact between rough surfaces*. In: Journal of the Mechanics and Physics of Solids 53, S. 2385 - 2409, 2005
- [166] PEI, X.Q. ; BENNEWITZ, R. ; SCHLARB, A.K.: *Mechanisms of Friction and Wear Reduction by Carbon Fiber Reinforcement of PEEK*. In: Tribology Letters 58(42), S. 1 - 10, 2015
- [167] PERSSON, B. N. J.: *Sliding friction: Physical Principles and Applications*. Springer-Verlag, Berlin, 2000
- [168] PERSSON, B.N.J.: *Rubber friction and tire dynamics*. In: Journal of Physics: Condensed Matter 23:015003, S. 1 - 14, 2011
- [169] PETERSON, M. B. ; WINER, W. O.: *Wear Control Handbook*. American Society of Mechanical Engineers, New York, 1980

- [170] PFLAMM-JONAS, T.: *Auslegung und Dimensionierung von kurzfaserverstärkten Spritzgussbauteilen*. Dissertation, Technische Universität Darmstadt, 2001
- [171] PIERARD, O.: *Micromechanics of inclusion-reinforced composites in elasto-plasticity and elasto-viscoplasticity: modeling and computation*. PhD thesis, Université Catholique de Louvain, 2006
- [172] PÖDRA, P.: *FE wear simulation of sliding contacts*. PhD thesis, KTH - Royal Institute of Technology, Stockholm, 1997
- [173] POLLEFEYS, M.: *Self-calibration and metric 3D reconstruction from uncalibrated image sequences*. Dissertation, Universität Leuven, 1999
- [174] POPOV, V. L.: *Kontaktmechanik und Reibung: Von der Nanotribologie bis zur Erdbebedynamik*. Springer-Verlag, Heidelberg, 2010
- [175] PRASE, B. ; LEIDICH, E.: *Schadensmechanismen an hydrodynamischen Gleitlagern mit Kunststoffbeschichtung*. In: Konferenzband der 55. Tagung der Gesellschaft für Tribologie, Göttingen, 2014
- [176] QU, Z.Q.: *Model order reduction techniques with applications in finite element analysis*. Springer-Verlag, London, 2004
- [177] RASTOGI, A.: *Computational contact analysis of steel and polymer composite material based micromechanical models using FEM*. Masterthesis, RWTH Aachen, 2017
- [178] REICHERT, S. ; LORENTZ, B. ; ALBERS, A.: *Influence of flattening of rough surface profiles on the friction behaviour of mixed lubricated contacts*. In: Tribology International 93, S. 614 - 619, 2016
- [179] REYNOLDS, O.: *On the theory of lubrication and its application to Mr. Beauchamps towers experiments, including an experimental determination of the viscosity of olive oil*. In: Philosophical Transactions Royal Society 177, S. 157 - 234, 1886
- [180] RIENÄCKER, A.: *Instationäre Elastohydrodynamik von Gleitlagern mit rauhen Oberflächen und inverse Bestimmung der Warmkontur*. Dissertation, RWTH Aachen, 1995
- [181] RODEHORST, V.: *Photogrammetrische 3D-Rekonstruktion im Nahbereich durch Auto-Kalibrierung mit projektiver Geometrie*. Dissertation, Technische Universität Berlin, 2004
- [182] ROELANDS, C.J.A.: *Correlational aspects of the viscosity-temperature-pressure relationship of lubricating Oils*. Dissertation, Universität Delft, 1966
- [183] ROM, M. ; MÜLLER, S.: *An effective Navier-Stokes model for the simulation of textured surface lubrication*. In: Tribology International 124, S. 247 - 258, 2018
- [184] ROSELMAN, I.C. ; TABOR, D.: *The friction and wear of individual carbon fibres*. In: Journal of Physics D: Applied Physics 10(8), S. 1181 - 1194, 1977
- [185] RÖSLER, J. ; HARDER, H. ; BÄKER, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Teubner Verlag, Wiesbaden, 2006

- [186] SAHLIN, F.: *Lubrication, contact mechanics and leakage between rough surfaces*. Dissertation, Universität Luleå, 2008
- [187] SANDER, D.E. ; H.ALLMAIER ; H.H.PRIEBSCHE ; M.WITT ; A.SKIADAS: *Simulation of journal bearing friction in severe mixed lubrication - Validation and effect of surface smoothing due to running-in*. In: Tribology International 96, S. 173 - 183, 2016
- [188] SANDER, D.E. ; H.ALLMAIER ; PRIEBSCHE, H.H. ; REICH, F.M. ; WITT, M. ; FÜLLENBACH, T. ; SKIADAS, A. ; BROUWER, L. ; SCHWARZE, H.: *Impact of high pressure and shear thinning on journal bearing friction*. In: Tribology International 81, S. 29 - 37, 2015
- [189] SCARAGGI, M. ; CARBONE, G.: *A Two-Scale Approach for Lubricated Soft-Contact Modeling: An Application to Lip-Seal Geometry*. In: Advances in Tribology, 412190, 2012
- [190] SCARAGGI, M. ; PERSSON, B.N.J.: *Theory of viscoelastic lubrication*. In: Tribology International 72, S. 118 - 130, 2014
- [191] SCHÄFER, K.: *Reibung und Verschleiß thermoplastischer Polymerwerkstoffe*. VDI-Verlag, Düsseldorf, 1983
- [192] SCHLEREGE, F.: *Kolbenringdynamik: Simulation von Reibung und Verschleiß*. Dissertation, Universität Kassel, 2009
- [193] SCHLICHTING, H.: *Boundary Layer Theory*. Springer-Verlag, New York, 2004
- [194] SCHMID, E. ; WEBER, R.: *Gleitlager*. Springer-Verlag, Berlin, 1953
- [195] SCHMIDT, J.H.: *An efficient solution procedure for elastohydrodynamic contact problems considering structural dynamics*. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie, 2019
- [196] SCHMIDT, T.: *Mischreibung und Verschleiß in Hydraulikdichtsystemen - Modellbildung, Simulation und experimentelle Analyse*. Dissertation, Universität Hannover, 2011
- [197] SCHÖN, J.: *Coefficient of friction of composite delamination surfaces*. In: wear 237, S. 77 - 89, 2000
- [198] SCHOTT, M. ; SCHLARBE, A.K.: *Simulation des thermischen Haushalts von Kunststoff/Metall-Gleitpaarungen mittels FEM*. In: Konferenzband der 57. Tagung der Gesellschaft für Tribologie, Göttingen, 2016
- [199] SCHÜRMANN, H.: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. 2. Springer-Verlag, Berlin, 2007
- [200] SCHWARZE, H.: *Viscosity Measurement at High Pressures up to 14000 bar - Further Development of a Quartz Viscosimeter*. In: Proceedings 16th International Colloquium Tribology, Esslingen, 2010
- [201] SCHWARZE, H. ; POLL, G. ; BARTEL, D.: *Tribologische Fluidmodelle für Nebenaggregate in Elektro- und Hybridfahrzeugen*. In: Motortechnische Zeitschrift 78(1), S. 70 - 74, 2017

- [202] SCHWARZE, H. ; SWOBODA, S. ; BRENNER, G. ; AL-ZOUBI, A. ; MUKINOVIC, M.: *Numerische Simulation von Oberflächenrauigkeitseinflüssen auf laminare Schmierfilme mit Hilfe der lattice Boltzmann Methode*. In: Tribologie und Schmierungstechnik 53(3), S. 10 - 16, 2006
- [203] SEITZ, H.M. ; FRANKE, R. ; HAASE, I.: *Kunststoffgleitlager: Kunststoffgleitlageranwendungen unter hydrodynamischen Gleitreibungsbedingungen*. Abschlussbericht FVA Forschungsvorhaben Nr. 314/I+II, Heft 730, 2004
- [204] SELVADURAI, A.P.S.: *Boussinesq's Problem for an Elastic Half-Space Reinforced with a Rigid Disk Inclusion*. In: Mathematics and Mechanics of Solids 5(4), S. 483 - 499, 2000
- [205] SHEN, X. ; CAO, L. ; LI, R.: *Numerical Simulation of Sliding Wear Based on Archard Model*. In: Proceedings International Conference on Mechanic Automation and Control Engineering, S. 325 - 329, 2010
- [206] SHEPPARD, C.J.R. ; SHOTTON, D.M.: *Confocal Laser Scanning Microscopy. Microscopy Handbook*. BIOS Scientific Publishers, New York, 1997
- [207] SINGH, P. K. ; SINGH, S.A. K.: *An investigation on the thermal and wear behavior of polymer based spur gears*. In: Tribology International 118, S. 264 - 272, 2018
- [208] SINHA, S.K. ; BRISCOE, B.J. (Hrsg.): *Polymer Tribology*. Imperial College Press, 2009
- [209] SMERDOVA, O.: *Interfacial and bulk friction-induced dissipation in composites*. PhD thesis, University of Lyon, 2012
- [210] SMERDOVA, O. ; CAYER-BARRIOZ, J. ; BOT, A. L. ; SARBAEV, B.: *Analytical Model and Experimental Validation of Friction Laws for Composites Under Low Loads*. In: Tribology Letters 46(1), S. 263 - 272, 2012
- [211] SOLOVYEV, S.: *Reibungs- und Temperaturberechnung an Festkörper- und Mischreibungskontakten*. Dissertation, Universität Magdeburg, 2006
- [212] SOMMER, K. ; HEINZ, R. ; SCHÖFER, J.: *Verschleiß metallischer Werkstoffe*. Springer Vieweg, Wiesbaden, 2014
- [213] SPIKES, H. ; JIE, Z.: *History, Origins and Prediction of Elastohydrodynamic Friction*. In: Tribology Letters 56(1), S. 1 - 25, 2014
- [214] SPIKES, H. ; TYSOE, W.: *On the commonality between theoretical models for fluid and solid friction, wear and tribochemistry*. In: Tribology Letters 59(21), S. 1 - 14, 2015
- [215] STACHOWIAK, G. W. ; BATCHELOR, A. W.: *Engineering Tribology*. Butterworth-Heinemann, Oxford, 2013
- [216] STEINHILPER, W. ; SAUER, B.: *Konstruktionselemente des Maschinenbaus 2*. Springer-Verlag, Berlin, 2012
- [217] STRIBECK, R.: *Die wesentlichen Eigenschaften der Gleit- und Rollenlager*. Zeitschrift des Vereines deutscher Ingenieure, 46(37): S. 1341 - 1348 (part I) and 46(38): S. 1432 - 1438 (part II) and 46(39): S. 1463 - 1470 (part III), 1902



- [218] SYMREK, C. ; HAENSEL, H. ; SCHOLTEN, J.: *Losbrechmoment von Fahrwerksgelenken - Berücksichtigung von Haftreibung in einer Mischreibungssimulation für Fahrwerksgelenke durch Erweiterung des Miko-Makro-Ansatzes um ein viskoelastisches Materialgesetz*. In: Konferenzband der 59. Tagung der Gesellschaft für Tribologie, Göttingen, 2018
- [219] SZELISKI, R.: *Computer Vision: Algorithms and Applications*. Springer-Verlag, London, 2011
- [220] TAYLOR, G.I.: *Cavitation of a viscous fluid in narrow passages*. In: Journal of Fluid Mechanics 16, S. 595 - 619, 1963
- [221] THIELEN, S. ; MAGYAR, B. ; SAUER, F. Foko Fokoand B.: *EHL simulation of radial shaft seals*. In: Konferenzband der 58. Tagung der Gesellschaft für Tribologie, Göttingen, 2017
- [222] TODD, B. D. ; DAIVIS, P. J.: *Homogeneous non-equilibrium molecular dynamics simulations of viscous flow: techniques and applications*. In: Molecular Simulation 33(3), S. 189 - 229, 2007
- [223] TOWER, B.: *First report on friction-experiments (Friction of lubricated bearings)*. In: Proceedings Institution of Mechanical Engineers 34(1), S. 632 - 659, 1883
- [224] TOWER, B.: *Second report on friction experiments (Experiments on the oil pressure in a bearing)*. In: Proceedings Institution of Mechanical Engineers 58(1), S. 632 - 640, 1885
- [225] TROSS, A.: *Über das Wesen und den Mechanismus der Festigkeit*. Eigenverlag, München, 1966
- [226] TSUKIZOE, T. ; OHMAE, N.: *Friction and wear of advanced composite materials*. In: Fibre Science and Technology 18(4), S. 265 - 286, 1983
- [227] ÜTZ, H.: *Tribologie der Polymere*. Carl Hanser Verlag, München, 1985
- [228] VAKIS, A.I. ; YASTREBOV, V.A. ; SCHEIBERT, J. ; NICOLA, L. ; DINI, D. ; MINFRAY, C. ; ALMQVIST, A. ; PAGGI, M. ; LEE, S. ; LIMBERT, G. ; MOLINARI, J.F. ; ANCIAUX, G. ; AGHABABAEI, R. ; ECHEVERRI-RESTREPO, S. ; PAPANGELO, A. ; CAMMARATA, A. ; NICOLINI, P. ; PUTIGNANO, C. ; CARBONE, G. ; STUPKIEWICZ, S. ; LENGIEWICZ, J. ; COSTAGLIOLA, G. ; BOSIA, F. ; GUARINO, R. ; PUGNO, N.M. ; MÜSER, M.H. ; CIAVARELLA, M.: *Modeling and simulation in tribology across scales: An Overview*. In: Tribology International 125, S. 169 - 199, 2018
- [229] VICTREX: *Victrex PEEK 450CA30 data sheet*. [https://www.victrex.com/~media/datasheets/victrex\\_tds\\_450ca30.pdf](https://www.victrex.com/~media/datasheets/victrex_tds_450ca30.pdf), August 2018
- [230] VICTREX: *Victrex PEEK 450G data sheet*. [https://www.victrex.com/~media/datasheets/victrex\\_tds\\_450g.pdf](https://www.victrex.com/~media/datasheets/victrex_tds_450g.pdf), eingesehen im August 2018
- [231] VOGEL, H.: *Das Temperaturabhängigkeitsgesetz der Viskosität von Flüssigkeiten*. In: Physikalische Zeitschrift 22, S. 645 - 646, 1921

- 
- [232] VOGELPOHL, G.: *Die Stribeck-Kurve als Kennzeichen des allgemeinen Reibungsverhaltens geschmierter Gleitflächen*. In: VDI-Z 96(9), S. 261 - 268, 1954
  - [233] WALDO, A.: *Modellreduktion thermischer Zustandsvariablen zur Einbindung in elastomechanisch gekoppelte Mehrkörpersysteme auf Basis strukturerhaltender Unterraum-Verfahren*. Dissertation, Universität Kassel, 2013
  - [234] WANG, J. ; O'GARA, J.F. ; TUCKER, C.L.: *An objective model for slow orientation kinetic in concentrated fiber suspensions: Theory and rheological evidence*. In: Journal of Rheology 52(5), S. 1179 - 1200, 2008
  - [235] WANG, Q. J. (Hrsg.) ; CHUNG, Y. W. (Hrsg.): *Encyclopedia of Tribology*. Springer-Verlag, New York, 2013
  - [236] WOLF, C.: *Reibung- und Verschleißsimulation instationär belasteter Gleitlager unter elastohydrodynamischen Bedingungen*. Dissertation, Universität Kassel, 2014
  - [237] WRIGGERS, P.: *Computational Contact Mechanics*. Springer-Verlag, Berlin, 2006
  - [238] YAMAMOTO, Y. ; HASHIMOTO, M.: *Friction and wear of water lubricated PEEK and PPS sliding contacts Part 2. Composites with carbon or glass fibre*. In: Wear 257, S. 181 - 189, 2004
  - [239] YOUNG, Y. Huang; R. J.: *Effect of fibre microstructures upon the modulus of PAN- and pitch-based carbon fibres*. In: Carbon 33(2), S. 97 - 107, 1995
  - [240] YU, H.Y. ; SANDAY, S.C. ; RATH, B.B.: *The effect of substrate on the elastic properties of films determined by the indentation test - Axisymmetric Boussinesq problem*. In: Journal of the Mechanics and Physics of Solids 38(6), S. 745 - 764, 1990
  - [241] ZAHNG, M. ; NING, Z. ; WANG, Q. ; ARAKERE, N. ; ZHOU, Q. ; WANG, Z. ; JIN, X. ; KEER, L.M.: *Contact elasto-plasticity of inhomogeneous materials and a numerical method for estimating matrix yield strength of composites*. In: Tribology International 127, S. 84 - 95, 2018
  - [242] ZHODI, T.I. ; WRIGGERS, P. ; PFEIFFER, F. (Hrsg.) ; WRIGGERS, P. (Hrsg.): *Lecture Notes in Applied and Computational Mechanics*. Bd. 20: *An Introduction to Computational Micromechanics*. Springer-Verlag, Berlin, 2008
  - [243] ZHU, D. ; WANG, Q. J.: *Elastohydrodynamic lubrication: A gateway to interfacial mechanics - review and prospect*. In: Journal of Tribology 133:041001, S. 1 - 14, 2011
  - [244] ZIENKIEWICZ, O.C. ; TAYLOR, R.L.: *The Finite Element Method - Volume 1: The Basis*. 5. Butterworth-Heinemann, Oxford, 2000

# Lebenslauf

## Persönliche Daten

Name	Daniel Nadermann
Geburtsdatum und -ort	29.12.1990 in Gütersloh
Familienstand	verheiratet

## Schulbildung

1996 - 2000	Katholische Grundschule Westerloh
2000 - 2010	Städtische Gymnasium Delbrück
	Erwerb: Allgemeine Hochschulreife

## Akademische Laufbahn

10/2010 - 03/2014	Hochschule Ruhr West: Maschinenbau Erwerb: Bachelor of Science
04/2014 - 02/2016	Technische Universität Clausthal: Maschinenbau Erwerb: Master of Science
03/2016 - heute	Technische Universität Clausthal: Promotionsstudium am Institut für Tribologie und Energiewandlungsmaschinen

## Berufliche Laufbahn

09/2010 - 03/2014	ThyssenKrupp Presta AG: Dualer Student
01/2011 - 02/2013	Hochschule Ruhr West: Studentische Hilfskraft am Institut für Maschinenbau und Tutor in Mathematik
06/2014 - 06/2015	Technische Universität Clausthal: Studentische Hilfskraft am Institut für Maschinenbau
08/2015 - 01/2016	MTU Friedrichshafen: Masterand
03/2016 - 02/2019	Robert Bosch GmbH: Doktorand in Kooperation mit dem ITR der TU Clausthal
03/2019 - heute	Robert Bosch GmbH: Funktionsverantwortlicher in der Fahrerassistenz (videobasierte Ampelerkennung)